



Уральский
федеральный
университет

имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина

Институт естественных наук
и математики

**Н. А. СКУЛКИНА
Е. А. СТЕПАНОВА**

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Учебное пособие



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
УРАЛЬСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ ПЕРВОГО ПРЕЗИДЕНТА РОССИИ Б. Н. ЕЛЬЦИНА

Н. А. Скулкина, Е. А. Степанова

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Учебное пособие

Рекомендовано методическим советом
Уральского федерального университета
в качестве учебного пособия для студентов вуза,
обучающихся по направлениям подготовки
03.03.02 «Физика», 27.03.01 «Стандартизация и метрология»,
27.03.05 «Инноватика», 28.03.01 «Нанотехнологии
и микросистемная техника»

Екатеринбург
Издательство Уральского университета
2020

УДК 546.3:537.6/.8(075.8)
ББК 34.25+22.33я73
С46

Под общей редакцией *Е. А. Степановой*

Рецензенты:

лаборатория физики магнитных пленок
Института физики им. Л. В. Киренского СО РАН
(заведующий лабораторией

доктор физико-математических наук, профессор *Р. С. Исхаков*);
А. А. Гаврилюк, доктор физико-математических наук, доцент,
заведующий кафедрой общей и экспериментальной физики
Иркутского государственного университета

Скулкина, Н. А.

С46 Термическая обработка и магнитные свойства быстрозакаленных магнитомягких сплавов : учебное пособие / Н. А. Скулкина, Е. А. Степанова ; под общ. ред. Е. А. Степановой ; Министерство науки и высшего образования Российской Федерации, Уральский федеральный университет. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2020. — 227 с. : ил. — 100 экз. — ISBN 978-5-7996-3046-1. — Текст : непосредственный.

ISBN 978-5-7996-3046-1

В учебном пособии показано современное состояние экспериментальных исследований механизмов влияния термических обработок на магнитные свойства быстрозакаленных магнитомягких сплавов. Протекающие в лентах процессы намагничивания и перемагничивания анализируются на основе методики определения распределения намагниченности, опирающейся на корреляционную зависимость остаточной индукции от максимальной индукции частных петель гистерезиса.

Учебное пособие рекомендуется студентам, обучающимся по направлениям подготовки «Физика», «Стандартизация и метрология», «Инноватика», «Нанотехнологии и микросистемная техника». Также оно может быть полезно для студентов магистратуры и аспирантуры, специализирующихся в области физики магнитных явлений и физики конденсированного состояния.

УДК 546.3:537.6/.8(075.8)
ББК 34.25+22.33я73

На обложке:

ленты быстрозакаленных магнитомягких сплавов

ISBN 978-5-7996-3046-1 © Уральский федеральный университет, 2020

ОГЛАВЛЕНИЕ

От авторов	5
Введение.....	7
1. О процессах намагничивания в лентах быстрозакаленных магнитомягких сплавов.....	26
2. Определение распределения намагниченности в лентах быстрозакаленных сплавов.....	39
3. Физические причины влияния термообработки на воздухе на магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов.....	42
4. Длительность изотермической выдержки во время термообработки на воздухе и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов.....	46
5. Влияние параметров термообработки на магнитные свойства и распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов.....	59
6. Влияние распределения намагниченности в исходном состоянии ленты на эффективность термической обработки.....	75
7. Исследование возможности оптимизации магнитных свойств и повышения их однородности с помощью эмпирических уравнений.....	92
8. Механизмы формирования магнитных свойств аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта в результате термообработки на воздухе.....	96
9. Взаимодействие с водой поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа и их магнитные свойства.....	110

10. Взаимодействие с паром поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа.....	122
11. Взаимодействие поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов с паром во время изотермической выдержки при термообработке.....	137
12. Взаимодействие поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов с паром на разных стадиях термической обработки.....	151
13. Влияние термической обработки на воздухе и химически активной среды на магнитные свойства сплавов на основе железа и на основе кобальта.....	165
Лабораторная работа «Определение распределения намагниченности в лентах магнитомягких быстрозакаленных сплавов».....	182
I. Методика определения распределения намагниченности по корреляционной зависимости относительной величины остаточной индукции, измеренной по частным петлям гистерезиса от максимальной индукции $B_r/B_s(B_m)$	182
II. Магнитоизмерительная установка ММКС-100-05: технические и метрологические характеристики.....	186
III. Подготовка образцов к измерениям и порядок проведения измерений на ММКС-100-05.....	195
IV. Определение распределения намагниченности в исследуемых образцах.....	205
Список литературы к лабораторной работе.....	205
Заключение.....	206
Вопросы для самоконтроля.....	210
Библиографические ссылки.....	211

ОТ АВТОРОВ

Аморфные и нанокристаллические магнитные материалы являются сравнительно новым классом магнитных материалов. Они существенно отличаются от кристаллических своей структурой, физическими и магнитными свойствами. Спиннингование расплава (метод быстрой закалки) является распространенным способом получения аморфной ленты. Быстрозакаленные магнитомягкие сплавы обладают высоким уровнем магнитных свойств. Эти сплавы перспективны для применения их в промышленности, особенно при высоких частотах. Уникальное сочетание физических и химических свойств способствует их широкому применению в качестве датчиков, высокочастотных трансформаторов, электромагнитных экранов в различных областях науки и техники: радиотехнике, электронике, электротехнике. Тем не менее, спиннингование расплава формирует в ленте высокий уровень внутренних напряжений и вследствие этого сравнительно низкий уровень магнитных и электромагнитных характеристик. Стандартным способом улучшения магнитных свойств являются термические обработки, в результате которых происходят структурно-фазовые изменения, способствующие релаксации внутренних напряжений. Низкая температура начала кристаллизации лент аморфных сплавов позволяет осуществлять термообработку на воздухе без видимого окисления поверхности. При этом появляются дополнительные механизмы влияния на формирование уровня магнитных свойств, такие как напряжения, индуцируемые в результате взаимодействия поверхности ленты

с атмосферным паром и формирование поверхностного аморфно-кристаллического слоя.

В настоящем учебном пособии представлено современное состояние экспериментальных исследований влияния термических обработок на формирование магнитных свойств аморфных и нанокристаллических сплавов; рассмотрено влияние специальных (термомагнитных и термомеханических) обработок. В пособие включены вопросы, традиционно излагаемые в учебниках по магнетизму, а также разделы, материал которых в настоящее время содержится лишь в оригинальных статьях и обзорах. Этим обуславливается большое количество используемой литературы. Внимание фокусируется на механизмах явлений, протекающих при термической обработке и их влиянии на формирование магнитных свойств. Протекающие в лентах процессы намагничивания и перемагничивания анализируются на основе авторской методики определения распределения намагниченности, опирающейся на исследования Мессбауэровских спектров и измерения остаточной индукции частных петель гистерезиса.

Для закрепления полученных знаний в учебном пособии приведена лабораторная работа, позволяющая студентам овладеть методикой определения распределения намагниченности в лентах быстрозакаленных магнитомягких сплавов.

Настоящее учебное пособие может быть рекомендовано студентам, обучающимся по программам бакалавриата для направлений подготовки: 03.03.02 «Физика», 27.03.01 «Стандартизация и метрология», 27.03.05 «Инноватика», 28.03.01 «Нанотехнологии и микросистемная техника» и изучающих дисциплины «Физическое материаловедение», «Основы магнетизма». Также оно может быть полезно для студентов магистратуры и аспирантуры, специализирующихся в области физики магнитных явлений и физики конденсированного состояния, для их самостоятельной работы при подготовке к защите выпускных квалификационных работ.

Авторы выражают благодарность доценту кафедры магнетизма и магнитных наноматериалов, кандидату физико-математических наук Катаеву Василию Анатольевичу за помощь в работе над пособием.

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные магнитные материалы являются сравнительно новым классом магнитных материалов. Они существенно отличаются от кристаллических своей структурой, физическими и магнитными свойствами. Магнитомягкие аморфные сплавы обладают достаточно высокими значениями индукции насыщения, максимальной магнитной проницаемости, удельного электросопротивления, сравнительно низкой коэрцитивной силой. В широком интервале значений (от 0 до $33 \cdot 10^{-6}$) варьируется их магнитострикция насыщения. Эти сплавы достаточно перспективны для применения их в промышленности, особенно при высоких частотах. Уникальное сочетание физических и химических свойств способствует их широкому применению в качестве датчиков, высокочастотных трансформаторов, электромагнитных экранов в различных областях науки и техники: радиотехнике, электронике, электротехнике [1, с. 10–26].

Одним из наиболее распространенных способов получения лент аморфных магнитомягких сплавов является спиннингование расплава. В процессе быстрой закалки аморфная лента проходит три стадии охлаждения: затвердевание расплава и охлаждение ленты на диске, охлаждение ленты на воздухе после отрыва от диска. На этих стадиях формируется структурная анизотропия ленты, анизотропия напряжений и доменная структура [2, с. 1–6; 3]. Магнитомягкие аморфные сплавы делятся на три группы. Это сплавы на основе Fe, Fe–Ni и Co. Сплавы на основе железа обладают высокой индукцией насыщения, на основе кобальта, как правило, близкой

к нулю магнитострикцией насыщения. В работе [4] представлен анализ связи уровня магнитных свойств, удельного электросопротивления, температуры кристаллизации с композиционным составом аморфных сплавов в интервале 22–27 ат. % (Si + B) при $\text{Si}/(\text{Si} + \text{B}) = 0,2 - 0,7$ и $\text{Co}/(\text{Co} + \text{Fe}) = 0,9 - 1$. Показано, что наилучшим уровнем магнитомягких свойств и способностью к аморфизации обладают сплавы, содержащие 24–25 ат. % металлоидов при $\text{Co}/(\text{Co} + \text{Fe}) = 0,94$ и $\text{Si}/(\text{Si} + \text{B}) = 0,6$. При высоких частотах (порядка 100 кГц) наилучшие магнитные и электромагнитные свойства наблюдаются в области с повышенным удельным электросопротивлением при $(\text{Si} + \text{B}) = 27\%$; $\text{Si}/(\text{Si} + \text{B}) = 0,65 - 0,70$. В аморфных сплавах системы переходный металл (Co, Fe, Ni) — металлоид (B, C, Si, P, Ge) намагниченность насыщения и температура Кюри уменьшаются с увеличением концентрации бора [5]. В сплавах на основе кобальта $\text{Co}_{75}\text{B}_{25-x}\text{M}_x$, где металлоид M: C, P, Si, Ge, As; степень влияния элемента металлоида на снижение намагниченности насыщения и точки Кюри уменьшается от C к As.

В 80-х годах прошлого века разработаны сплавы FINEMET, приобретающие при термообработке нанокристаллическую структуру с объемной долей кристаллической фазы около 80 %, и размером кристаллитов от 10 до 12 нм [6, с. 101–121; 7–9]. Получению смешанной аморфно-кристаллической структуры способствуют малые добавки меди и переходных металлов к аморфным сплавам системы Fe–Si–B, что обеспечивает высокую скорость образования зародышей кристаллической фазы и задержку их роста. Отжиг при температуре выше температуры кристаллизации формирует в этих сплавах непревзойденный комплекс магнитных свойств [10]. Поскольку многие устройства, в которых используются аморфные и нанокристаллические сплавы, работают в экстремальных условиях, например, при повышенных или пониженных температурах, высокой влажности и т. п., весьма важным моментом является наличие высокой термовременной стабильности магнитных свойств. Повышение термической стабильности достигается легированием сплава тугоплавкими металлами (например, молибденом) [11–13], способствующими стабилизации нанокристаллической структуры при повышенных температурах и играющими ту же роль, что

и Nb, и повышением температуры нанокристаллизующего отжига аморфных сплавов. При этом большое значение имеет корреляция стабильности структуры и магнитных свойств нанокристаллических сплавов [14].

При изучении возможности улучшения уровня магнитных свойств быстрозакаленных сплавов и их температурно-временной стабильности большинство исследователей основное внимание уделяют структурному состоянию ленты. Помимо анализа процессов структурной релаксации в аморфных сплавах [15–17] большой интерес исследователей направлен на влияние химического состава на структуру и свойства сплавов. В работах [18–20] для сплавов на основе железа представлены результаты исследований перехода от аморфного к кристаллическому состоянию, влияние содержания железа на структуру и магнитные свойства. Изучение кинетики структурной релаксации железоникелевых сплавов представлено в работах [21, 22].

Исследование структуры магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ методом рентгеновской дифракции показало существование ближнего порядка, около 2 нм, в расположении атомов, характерного для структуры Fe–Si с объемноцентрированной кубической решеткой [23]. Большая часть формирующихся при термообработке нанокристаллов по составу близка к Fe_3Si , а их оси легкого намагничивания изотропно разориентированы в объеме ленты. После отжига под растягивающей нагрузкой сохраняется остаточная деформация нанокристаллов вдоль осей (100), слабо отклоненных от плоскости ленты. Отрицательная магнитострикция нанокристаллов Fe_3Si способствует переориентации намагниченности в направлении, перпендикулярное направлению приложения растягивающей нагрузки при термообработке, что является причиной возникновения поперечной магнитной анизотропии в сплаве $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ [Там же]. В работе [19] обнаружено наличие в аморфной матрице быстрозакаленных сплавов на основе железа выделений кристаллической фазы $\alpha\text{-Fe}$ с кристаллографическими осями (100), ориентированными перпендикулярно плоскости ленты. Исследование зависимости магнитоупругих свойств аморфного сплава $\text{Fe}_{73,7}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{3,2}\text{Si}_{12,7}\text{B}_{9,4}$ от температуры кристаллизационного отжига

обнаружило возникновение намагниченности, перпендикулярной к поверхности ленты [24].

Изучение последовательности и механизмов твердофазных реакций в аморфном сплаве Fe–Si–C в процессе перехода структуры к равновесию выявило наличие трех стадий структурно-фазовых превращений: структурной релаксации, образования при температурах 380–405 °C и распада в интервале 530–555 °C силикокарбида Fe_5SiC в процессе отжига [17]. Структурная релаксация аморфных сплавов является одним из наиболее важных факторов улучшения магнитных свойств и термической стабильности аморфных сплавов. В процессе термической обработки структурная релаксация способствует снижению уровня внутренних напряжений. Структурная релаксация подразделяется на химическую и топологическую. Топологическая структурная релаксация является более медленным процессом и начинается при практически завершенной химической релаксации [25–29]. Химическая структурная релаксация связана с перегруппировками атомов различных элементов в области ближнего порядка (2–5 межатомных расстояний). Отчетливое изменение химического порядка на расстоянии ближайшего соседа 0,3 нм происходит во время отжига уже при 50 °C [25–27]. Топологическая структурная релаксация осуществляется перемещением атомов на существенно большие расстояния (5–50 межатомных расстояний) и сопровождается выходом свободного объема. Выход свободного объема начинается при температурах выше 100 °C преимущественно через свободную поверхность, зависит от параметров термообработки, сопровождается уменьшением длины образца и повышением его объемной плотности [28–30].

Исследование бинарных сплавов на примере аморфного сплава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ показало, что снижение термостабильности в результате длительной выдержки при нормальных условиях является следствием расслоения аморфной матрицы и увеличения средних размеров существующих в аморфной матрице нанокристаллов. Расслоение однородной аморфной матрицы на различные по составу аморфные области в обогащенных железом быстрозакаленных сплавах, предваряющее процесс формирования нанокристаллов магнитомягкой фазы Fe–Si, наблюдали также в работе [19]. В многокомпонентных

аморфных сплавах легирующие примеси (Si, Mo, Nb, Ni) замедляют процесс диффузии и блокируют рост нанокристаллов. Это способствует образованию более стабильной структуры с меньшим размером нанокристаллов и расширению интервала термической стабильности на 30–50 °С после длительной изотермической выдержки [31; 32]. К структурным изменениям может приводить быстрое охлаждение аморфного сплава до 77 К [20].

Контроль кристаллизации аморфных лент Fe–B–Si–C с помощью модифицированного метода рентгеновской дифракции показал, что кристаллизация ленты при термообработке начинается с поверхности [33]. Первые зародыши фазы Fe_3Si обнаружены на свободной поверхности ленты после термообработки при 200 °С, в то время как кристаллизация контактной поверхности начинается при 450 °С. Наибольшее различие в процессах кристаллизации между контактной и свободной поверхностями наблюдается при образовании фазы Fe_2B , которая кристаллизуется при 700 °С, при этом максимальный размер кристаллитов (около 130 нм) формируется на свободной поверхности. Понижение температуры начала кристаллизации на поверхностях толщиной несколько десятков нанометров может быть вызвано в основном различием в химическом составе между объемом и поверхностями, а также различием скорости охлаждения при спиннинговании расплава [34–36].

Вакуумный отжиг аморфного сплава $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{20}$ также способствует формированию нанокристаллической структуры в приповерхностных слоях. При кристаллизации сплавов Ni–Mo–B с содержанием 27–31,5 ат. % Mo, 5 и 10 ат. % B по механизму первичной кристаллизации формируются изолированные друг от друга аморфными областями нанокристаллы размером 15–25 нм с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК) твердого раствора компонентов сплава в никеле [37]. Толщина поверхностного аморфно-кристаллического слоя и размеры кристаллитов зависят от химического состава сплава и параметров термообработки: температуры и длительности изотермической выдержки, скорости нагрева и охлаждения. Увеличение длительности изотермической выдержки во время термообработки сплава Ni–Mo–B приводит к небольшому увеличению размера нанокристаллов и изменению

параметра решетки из-за диффузии Mo и B из нанокристаллов в аморфную матрицу [37].

Исследование влияния термообработки в вакууме в интервале температур 400–840 °C с длительностью изотермической выдержки 30 мин. на структуру и фазовый состав сплава $\text{Fe}_{77}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13}\text{B}_6$ (5БДСР) показало, что ряд структурно-фазовых превращений во время отжига способствует формированию различных состояний после термообработки [38, с. 3–20]. Вплоть до 500 °C протекает структурная релаксация аморфной фазы и сохраняется рентгено-аморфное состояние ленты. В интервале температур 500–700 °C в остаточной аморфной фазе появляются нанокристаллы размером около 10 нм с объемноцентрированной кубической решеткой (ОЦК). Увеличение температуры свыше 700 °C приводит к преобразованию нанокристаллической структуры в поликристаллическую, состоящую из зерен $\alpha_1\text{-Fe-Si}$, которые имеют структуру композиционно неупорядоченного DO_3 и H-фазы. Переход нанокристалл — поликристалл сопровождается уменьшением концентрации кремния в фазе $\alpha_1\text{-Fe-Si}$ от 18,5 до 14 ат. %. Качественно аналогичные результаты получены для сплава FINEMET. Результаты исследований, представленные в работе [39], показывают, что нанокристаллическая фаза в лентах и проволоках сплава FINEMET образуется в результате отжига при 500–600 °C. Объемная фракция нанокристаллической фазы в образцах ленты, отожженной при 570 °C, составляет 70 %. Структурные изменения в пленках этого сплава при термообработке аналогичны соответствующим изменениям в лентах и проволоках, но кристаллизация начинается при более низкой температуре. Аморфное состояние пленки FINEMET при отжиге сохраняется вплоть до 350 °C, кристаллизация начинается при 400 °C. При температуре отжига свыше 510 °C происходит выделение нанокристаллов из аморфной матрицы. Возрастание температуры от 510 до 570 °C приводит к росту размера кристаллитов $\alpha\text{-Fe-Si}$ от 10 до 20 нм в DO_3 -структуре и сохранению остаточной аморфной фазы. Объемная фракция нанокристаллической фазы в образцах, отожженных при 450, 510, 540 и 570 °C, составляет 67, 77, 82 и 89 % соответственно.

Исследование влияния условий нанокристаллизации на структуру и магнитные свойства нанокристаллического магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ показало, что улучшению магнитных свойств способствует предварительный низкотемпературный отжиг при 400 °С с последующей нанокристаллизацией. При этом наблюдается высокая температурная стабильность магнитных свойств исследуемого сплава [40]. Термическая стабильность нанокристаллической структуры связана с термической стабильностью межзеренной аморфной матрицы. Обогащение аморфной матрицы во время термообработки металлоидом и тугоплавким металлом приводит к повышению ее температуры кристаллизации. Кристаллизация межзеренных прослоек аморфной фазы способствует быстрому росту зерен и деградации нанокристаллической структуры [37].

Основой улучшения магнитных свойств лент магнитомягких быстрозакаленных сплавов являются термические обработки. На примере аморфных сплавов системы Fe–Ni–Si обнаружено, что при температурах отжига ниже температуры кристаллизации наблюдается повышение точки Кюри тем значительнее, чем выше температура кристаллизации сплава [41]. Термическая обработка сплавов $(\text{Co}, \text{Fe})_{70}(\text{Si}, \text{B})_{30}$ способствует повышению максимальной магнитной проницаемости практически на порядок [5]. Причем, наибольшие значения μ_{max} получены для сплавов с нулевой магнитострикцией насыщения, температура Кюри которых меньше температуры кристаллизации. Совмещение отжига с наложением магнитного поля, механической нагрузки и других технологических воздействий позволяет повысить его эффективность. Термомагнитная и термомеханическая обработки способствуют индуцированию магнитной анизотропии, помимо этого они влияют и на структуру сплава [42–45]. При исследовании сплавов $\text{Fe}_{73,5-x}\text{Co}_x\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ ($x = 0, 10, 20, 30$) после термомагнитной обработки обнаружено смещение петель гистерезиса тем большее, чем выше содержание кобальта в сплаве. Смещение петель гистерезиса объясняется в рамках предположения о выделении кластеров $\alpha\text{-Co}$, $\beta\text{-Co}$ и нанофаз $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{Si}$, $(\text{Fe}, \text{Co})_2\text{B}$, направление намагниченности в которых определяется направлением магнитного поля при термомагнитной обработке.

Повышение скорости охлаждения при термообработке аморфного сплава АМАГ176 системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–B до значений 100–400 К/мин. способствует существенному уменьшению коэрцитивной силы, увеличению максимальной и начальной проницаемости [2]. Например, после термомагнитной обработки с повышенной скоростью охлаждения получено значение начальной магнитной проницаемости $\mu_0 \sim 95\,000$. Улучшение уровня магнитных свойств в этом случае достигается в результате дестабилизации доменных границ и повышения их подвижности. При повышенных частотах высокий уровень динамических свойств объясняется в рамках предположения о дроблении доменной структуры. Термообработка с повышенной скоростью охлаждения также способствует получению состояния ленты с достаточно хорошей временной стабильностью магнитных свойств. Но наилучшим сочетанием уровня свойств и их временной стабильности характеризуется отжиг со сверхбыстрым охлаждением: скоростью около $3 \cdot 10^4$ К/мин, которая обеспечивается закалкой в воде.

Наибольшая эффективность термообработки для сплавов системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–B наблюдается при температурах отжига выше точки Кюри. Автор работы [2] объясняет это разрушением при температурах отжига ниже точки Кюри магнитной анизотропии, приобретенной лентами в процессе изготовления, и появлением при более высоких температурах самопроизвольной продольной магнитной анизотропии, связанной с необратимыми деформациями и структурной перестройкой в процессе спиннингования при изготовлении лент. Сформулированы условия максимальной реализации эффекта структурной «наследственной» анизотропии в аморфных лентах, проявляющегося после термообработки при температуре отжига выше температуры Кюри в форме самопроизвольной продольной магнитной анизотропии: низкая магнитострикция; повышенная разница между температурами кристаллизации и Кюри; температура отжига, достаточная для релаксации напряжений. К сожалению, не конкретизируется, при какой температуре магнитострикция насыщения должна быть низкой, поскольку сама эта характеристика зависит от температуры. Заметим, что первым условием улучшения магнитных свойств при термообработке для

любых магнитомягких материалов являются достаточные для релаксации напряженного состояния температура и длительность изотермической выдержки [46, с. 188–218; 47–51].

Отжиг на воздухе при температурах ниже точки Кюри приводит к формированию анизотропных напряжений, индуцированных внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при ее взаимодействии с атмосферным водяным паром и обусловленной этим фактором анизотропной кристаллизацией поверхности [46, с. 191–218]. Направление индуцированных плоских псевдоодноосных напряжений связано с направлением результирующей намагниченности в ленте. При температуре отжига выше точки Кюри анизотропия напряжений нивелируется, поскольку материал переходит в парамагнитное состояние. Поэтому роль анизотропии формы при охлаждении и после термообработки повышается, способствуя ориентации намагниченности вдоль оси ленты в ее плоскости. Близкая к нулю магнитострикция насыщения уменьшает магнитоупругую энергию и является дополнительным фактором повышения роли энергии анизотропии формы, что наиболее важно при температуре эксплуатации изделия из аморфного магнитомягкого сплава.

В работе [2, с. 3, 6–12] обнаружена особенность сплава АМАГ171 на основе кобальта системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–B с заявленным производителем значением $\lambda_s = -1 \cdot 10^{-7}$ [52]: экстремальная зависимость магнитострикции λ_s от температуры отжига с двойным переходом ее через ноль в области низких и высоких температур. Даже делается вывод об экстремальной температурной зависимости магнитострикции сплава АМАГ171 (с двойным изменением ее знака), оказывающей непосредственное влияние на формирование магнитных свойств при отжиге.

На самом деле, как это показано ниже, в сплавах системы Co–Ni–Fe–Cr–Si–B при отжиге возможно формирование состояния с разным знаком магнитострикции насыщения в зависимости от параметров термообработки: температуры и длительности изотермической выдержки, скорости нагрева и охлаждения. Это делает возможным управление свойствами ленты, формируемыми в результате отжига. Например [2, с. 6–12], в состоянии ленты с отрицательной магнитострикцией насыщения наиболее высокие

значения максимальной магнитной проницаемости наблюдаются после термомангнитной обработки в поперечном поле. В состоянии с нулевыми значениями магнитострикции насыщения лента обладает наилучшими динамическими свойствами в области высоких частот.

Формирование нанокристаллической структуры происходит при достаточно длительной изотермической выдержке и более высоких температурах по сравнению с отжигом аморфных сплавов, поэтому в результате термообработки наблюдается охрупчивание ленты и окисление ее поверхности. Предотвращение окисления поверхности достигается отжигом в вакууме или атмосфере инертного газа.

Магнитные свойства сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Mo}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ сильно зависят от температуры отжига [11]. В работе [53] показано, что наилучшие магнитные свойства сплава FINEMET и его аналогов формируются в результате отжига в атмосфере гелия при 550 °С в течение 1,5 ч. Предварительный отжиг при 400 °С способствует существенному улучшению магнитных свойств сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ при последующей нанокристаллизации [11]. Для снижения охрупчивания применяют так называемые быстрые отжиги [38; 52–55]. К ним относятся: термообработка, осуществляемая пропусканием тока через образец, лазерный импульсный отжиг, отжиг с помощью светового излучения [56; 57]. Быстрое пропускание переменного электрического тока плотностью 20–40 А/мм² в течение от 2 до 120 с позволяет нагреть ленту свыше 600 °С. Отжиг с помощью пропускания тока через образец используется в основном для релаксации напряжений и в качестве предварительной термообработки. Достоинством этой термообработки является возможность ее осуществления при любой температуре [54; 55].

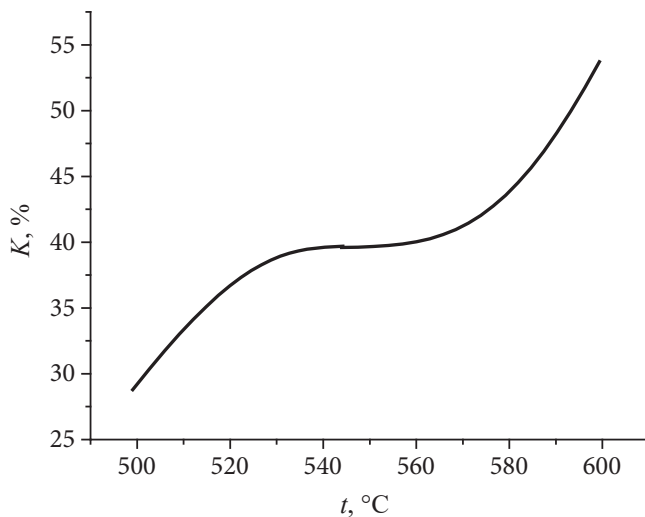
Отжиг с использованием импульсного лазера является локальным и имеет весьма ограниченное применение для быстрозакаленных магнитомягких сплавов. Импульсный световой отжиг для получения нанокристаллической структуры сплава Fe–Cu–Nb–Si–B заключается в многократном облучении аморфной ленты световыми импульсами определенной интенсивности [38, с. 3–20]. Однократное облучение на воздухе мощным световым импульсом не приводит к возникновению нанокристаллической структуры и окислению

поверхности. Наблюдается появление двух кристаллических фаз: α_1 -Fe-Si с содержанием кремния ~ 17 ат. % и структурой DO_3 , а также H-фазы. Формирование нанокристаллической структуры происходит при облучении серией световых импульсов, мощность которых меньше мощности одиночного импульса, приводящего к кристаллизации ленты. В этом случае нанокристаллизация сплава протекает так же, как и при термообработке ленты. Некоторые отличия импульсного отжига от термического заключаются в образовании кристаллитов несколько большего размера и отсутствии зависимости концентрации кремния в α_1 -Fe-Si от полученной энергии светового импульса.

Исследование кинетики процессов кристаллизации показало, что процессы кристаллизации в аморфных и нанокристаллических быстрозакаленных сплавах протекают аналогично, тем не менее, наблюдаются некоторые отличия [12; 58; 59]. Кристаллизация всех аморфных сплавов при непрерывном нагреве протекает в две стадии в температурных интервалах 500–600 °C и 650–750 °C. Первая стадия кристаллизации сопровождается практически вдвое большим экзотермическим эффектом. Исследования, проведенные на образцах сплава Fe-Cu-Nb-Si-B, показали, что после предварительного отжига при 590 °C с длительностью изотермической выдержки 15 мин. наблюдается лишь один экзотермический эффект во втором температурном интервале [12]. Повышение скорости нагрева способствует сдвигу температурных интервалов кристаллизации в сторону больших температур [59].

На рисунке по данным работы [59] показана объемная доля нанокристаллической фазы, формирующейся при термообработке в вакууме в первом температурном интервале кристаллизации, в зависимости от температуры отжига с длительностью изотермической выдержки 30 мин. Обращает на себя внимание тот факт, что в этом случае при 600 °C не наблюдается завершения процесса кристаллизации. Это обусловлено малой растворимостью ниобия, бора и меди в растворе α -Fe. Переход этих элементов из зоны кристаллизации α -твердого раствора кремния в железе в зону остаточной аморфной фазы способствует возрастанию устойчивости аморфной фазы к кристаллизации, ниобий затормаживает рост

нанокристаллов. Практически полное завершение кристаллизации с образованием 90 % кристаллической фазы происходит в конце второго температурного интервала при 770 °С с длительностью изотермической выдержки 15 мин. Заметим, что вид кривой, представленной на рис. 1, идентичен виду зависимости коэффициента α , отражающего степень активности диффузионных процессов, от относительной температуры изотермической выдержки ($t_{\text{ТО}}/t_{\text{крист}}$) во время термообработки на воздухе образцов лент аморфных магнитомягких сплавов в интервале $t_{\text{ТО}}/t_{\text{крист}}$ 0,73–0,79 (рис. 4.8). Следовательно, и на представленном ниже рисунке вид кривой также определяется степенью активности диффузионных процессов, протекающих в интервале 500–600 °С.



Изменение степени кристалличности ленты сплава Fe–Cu–Nb–Si–B в зависимости от температуры отжига ($\tau = 0,5$ ч) [59]

В работе [58] также показано, что термообработка сплава Fe–Cu–Nb–Si–B при 450 °С с длительностью изотермической выдержки 1 ч уже приводит к кристаллизации 7–10 % объема ленты. Тем не менее, образование незначительного количества кристаллической фазы 5–10 % в результате термообработки аморфной ленты в интервале

450–480 °С способствует улучшению магнитных свойств по сравнению с исходным аморфным состоянием. Наиболее высокие свойства ленты формируются в результате термообработки с изотермической выдержкой в середине первого температурного интервала кристаллизации: 520–560 °С при объемной доле кристаллической фазы 35–40 %. Отжиг при 590–600 °С с объемной долей кристаллической фазы в ленте 50–55 % приводит к ухудшению магнитных свойств. Основной причиной ухудшения магнитных свойств при повышении температуры изотермической выдержки является увеличение размера кристаллитов от 10–20 нм после отжига при температуре 520 °С до 25–30 нм при 580–710 °С и более 150 нм при температуре выше 740 °С.

Использование лент быстрозакаленных магнитомягких сплавов в различных устройствах требует не только формирования высокого уровня магнитных свойств, но и возможности управления их магнитными свойствами. Например, такие устройства, как магнитные ключи, переключатели, сенсоры, магнитные усилители, используемые в источниках питания персональных компьютеров, магнитные экраны и др., где применяются аморфные магнитомягкие сплавы, должны сочетать высокие значения магнитной проницаемости, коэффициента прямоугольности петель гистерезиса, низкие значения коэрцитивной силы и магнитных потерь. Сердечники импульсных трансформаторов, дросселей токовой компенсации вторичных источников питания, фильтров, трансформаторов тока электронных счетчиков электроэнергии и других электромагнитных устройств должны обладать постоянством магнитной проницаемости в широком диапазоне частот и подмагничивающих полей, а также низкими значениями коэффициента прямоугольности и магнитных потерь в области высоких частот [2, с. 3–12; 50]. Для управления магнитными свойствами быстрозакаленных магнитомягких сплавов широко применяют метод формирования наведенной магнитной анизотропии, например, с помощью термомагнитных и термомеханических обработок [46, с. 218–231; 56–83; 84, с. 68–78].

Индуктирование одноосной магнитной анизотропии в сплавах системы Fe–Cu–Nb–Si–B приводит к изменению формы петли гистерезиса [56]. Исследование структурного и магнитного состояния

этого сплава после нанокристаллизации при 550 °С в постоянном магнитном поле показало формирование продольной анизотропии магнитных свойств: существенный рост прямоугольности петли гистерезиса при отсутствии деформации решетки нанокристаллов α -Fe-Si. В этом случае увеличивается длительность изотермической выдержки, необходимая для завершения процесса кристаллизации [71]. Это вполне ожидаемый результат, поскольку протекающие при термомагнитной обработке процессы анизотропного упорядочения препятствуют процессам изотропного упорядочения.

Режим двухступенчатой термомагнитной обработки аморфных магнитомягких сплавов дает возможность регулировать угол наклона линейной петли гистерезиса и способствует существенному сокращению ее длительности. На первой ступени наряду с релаксацией внутренних напряжений протекают процессы гомогенизации аморфной фазы с выходом избыточного свободного объема. Магнитная анизотропия формируется при изотермической выдержке на второй ступени обработки [2, с. 3–12]. Дополнительное улучшение магнитных свойств достигается в результате дестабилизации доменных границ. В этом случае улучшение магнитных свойств быстрозакаленных сплавов с близкой к нулю магнитострикцией насыщения наблюдается и в результате термомагнитной обработки в высокочастотном магнитном поле 80 кГц, и при закалке в воде. Тем не менее, степень улучшения магнитных свойств после термомагнитной обработки в переменном магнитном поле выше. Отрицательным моментом дестабилизации доменных границ в аморфных сплавах закалкой в воде является температурно-временная нестабильность магнитных свойств [66].

Термомагнитная обработка в переменном поле повышает температурно-временную стабильность магнитных характеристик нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$. Это обусловлено выделением в сплаве нанофазы $\text{Fe}(\text{Nb}, \text{Mo})\text{B}$, имеющей высокую термическую устойчивость и затрудняющей рост основной нанофазы α -Fe-Si. Магнитные свойства этого сплава практически не изменяются после испытания в течение 60 ч при температуре 180 °С [11]. Улучшение магнитных свойств быстрозакаленных магнитомягких сплавов также достигается применением комплексных

термомагнитных и локальных лазерных обработок [46, с. 218–231; 67–69; 84, с. 68–78]. Наряду с термомагнитной обработкой в поле, ориентированном вдоль оси ленты, растягивающие напряжения между лазерными дорожками, индуцируемые лучом лазера, способствуют повышению объема доменов с намагниченностью в данном направлении и дроблению доменной структуры. Это позволяет получить состояние с высокой магнитной проницаемостью и низкими магнитными потерями.

Термомеханическая обработка, в отличие от термомагнитной, не приводит к увеличению длительности отжига. Завершение процессов кристаллизации и индуцирование магнитной анизотропии в сплаве Fe–Cu–Nb–Si–B при 550 °C происходит одновременно в течение 20 мин. [71]. Совмещение нанокристаллизующего отжига с термомеханической обработкой приводит к растяжению решетки нанокристаллов α -Fe–Si вдоль направления приложения напряжений и сжатию в поперечном направлении [76]. Релаксационный отжиг при температуре нанокристаллизации 500–540 °C способствует уменьшению сформированных в результате термомеханической обработки остаточных деформаций в поперечном направлении [75]. Эффективность наведения магнитной анизотропии при термомеханической обработке и ее термическая стабильность связаны со структурным состоянием сплава. Структурные неоднородности, формирующиеся в процессе термомеханической обработки закаленной ленты аморфного сплава $\text{Fe}_5\text{Co}_{72}\text{Si}_{15}\text{B}_8$ при 290 °C, не позволяют получить высокие значения константы индуцированной магнитной анизотропии. Микронеоднородности, образующиеся во время предварительного отжига в интервале температур 350–430 °C, способствуют повышению эффективности наведенной анизотропии в результате термомеханической обработки при 290 °C и повышению термической стабильности константы индуцированной магнитной анизотропии [72].

Исследование быстрозакаленных магнитомягких сплавов на основе железа и кобальта с содержанием этих элементов в сплаве 86–88 ат. %, модифицированных добавками Hf, Mo и Zr, показало, что в процессе нанокристаллизации в температурных интервалах 520–620 °C и 670–750 °C под действием растягивающих напря-

жений индуцируется продольная магнитная анизотропия с осью легкого намагничивания, ориентированной вдоль оси ленты [73; 74; 77; 78]. Введение кобальта за счет железа в аморфный сплав $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ вызывает изменение типа магнитной анизотропии, индуцируемой термомеханической обработкой при 520 °C. В сплаве, содержащем 10 ат. % Co, индуцируется поперечная анизотропия. Увеличение содержания кобальта до 20–30 ат. % способствует формированию магнитной анизотропии с направлением легкого намагничивания вдоль оси ленты [79].

Мессбауэровские исследования влияния температуры отжига на распределение намагниченности в пленках Fe–Cu–Nb–Si–B обнаружили переориентацию намагниченности при 400 °C в направление, перпендикулярное к плоскости пленки. Переориентация намагниченности осуществляется в интервале температур от 300 до 450 °C. Выше и ниже этих температур результирующая намагниченность ориентирована преимущественно в плоскости пленки [39]. Авторы объясняют это тем, что магнитокристаллическая анизотропия является результатом диполь-дипольного и спин-орбитального взаимодействия. Диполь-дипольное взаимодействие ориентирует намагниченность в плоскости пленки, а спин-орбитальное — перпендикулярно. При отжиге 400 °C начинается выделение зерен $\alpha\text{-Fe-Si}$ из аморфной матрицы. С началом структурных изменений спин-орбитальное взаимодействие преобладает, поэтому намагниченность переориентируется в направление, перпендикулярное к плоскости пленки.

С возрастанием температуры отжига увеличиваются размеры $\alpha\text{-Fe-Si}$ зерен и меняется соотношение между диполь-дипольным и спин-орбитальным взаимодействием в пользу диполь-дипольного взаимодействия. Поэтому при температуре отжига 450 °C намагниченность снова ориентирована в плоскости пленки. Дальнейшее непрерывное возрастание температуры способствует выделению большого количества зерен в аморфной матрице. Так как размер зерна меньше параметра обменного взаимодействия (35 нм), магнитокристаллическая анизотропия нанокристаллической фазы стремится к нулю. Поскольку влияние магнитоупругой анизотропии очень мало, имеет место компенсация между отрицательной магни-

тострикцией кристаллов Fe–Si и положительной магнитострикцией аморфной матрицы. Повышение температуры снова способствует переориентации намагниченности перпендикулярно плоскости пленки. Заметим, что на основании анализа литературных данных и исследований, проведенных авторами настоящей работы, наблюдаемому явлению можно дать иное объяснение. Компонента растягивающих напряжений, перпендикулярная плоскости пленки, индуцированная объемной кристаллизацией при 400 °С, и при положительной магнитострикции способствует увеличению объема доменов с ортогональной намагниченностью. При 450 °С формируется состояние с отрицательной магнитострикцией насыщения, поэтому растягивающие напряжения, ориентированные перпендикулярно плоскости пленки, приводят к переориентации намагниченности в ее плоскость. Повышение температуры отжига снова формирует состояние с положительной магнитострикцией, величина которой увеличивается с ростом температуры отжига и способствует росту объема доменов с ортогональной намагниченностью.

Анализ литературных источников, касающихся состояния исследований магнитных свойств быстрозакаленных магнитомягких сплавов и способов их оптимизации, показывает, что в этом направлении проделана огромная работа. Привлечение современных методик делает возможным проведение структурных исследований на высоком научном уровне. Это способствует установлению связи структуры с уровнем магнитных свойств. Изучению именно этих вопросов и посвящено достаточно много научных работ. Для улучшения магнитных свойств быстрозакаленных магнитомягких сплавов используют, как правило, те же методики, что и для кристаллических материалов. К ним в основном относятся термические, термомагнитные, лазерные обработки. Поэтому улучшение магнитных свойств в результате этих обработок связывают с известными причинами: релаксацией внутренних напряжений при повышенных температурах, индуцированием анизотропии под действием магнитного поля и механических напряжений, дестабилизацией доменных границ.

Отличительной особенностью быстрозакаленных сплавов является формирование нанокристаллического состояния, позволя-

ющего получить магнитные свойства очень высокого уровня. Тем не менее, оптимизация уровня их магнитных свойств невозможна без понимания механизмов протекающих в них процессов намагничивания. На свойства ленты при ее получении оказывает влияние большое количество факторов. Вследствие этого в закаленном состоянии в лентах формируется существенная неоднородность физических и химических характеристик. Например, неоднородность внутренних напряжений в исходном состоянии ленты влечет за собой неоднородность свойств после отжига, поскольку требуется разная длительность изотермической выдержки для релаксации напряжений.

Методик, позволяющих судить о величине внутренних напряжений, практически нет. В связи с отсутствием атомного упорядочения в аморфных сплавах существенно снижается роль магнитной кристаллографической анизотропии, что довольно сильно усложняет наблюдение поверхностной доменной структуры. Малая толщина ленты, высокая чувствительность к напряжениям и взаимодействие поверхности с химически активными средами не позволяют применять методы наблюдения доменной структуры, широко используемые для кристаллических материалов. Не подходят для лент быстрозакаленных магнитомягких сплавов и многие применяемые для кристаллических материалов методы измерения магнитострикции, позволяющие получить информацию о распределении намагниченности в ленте. Мессбауэровские исследования являются достаточно трудоемкими, что препятствует их широкому применению. Поэтому, достаточно часто изменение магнитных свойств в результате термообработки ограничивается констатацией фактов происходящего изменения: ухудшение или улучшение, оптимальные параметры термообработки выбираются чисто эмпирически.

Отсутствие информации о распределении намагниченности в ленте ограничивает выявление физических причин изменения магнитных свойств в результате различных воздействий. К физическим причинам, влияющим на формирование уровня магнитных свойств после отжига, относят лишь релаксацию напряжений и структурные изменения, в частности, объемную кристаллизацию ленты. Объяснение наблюдаемых изменений чаще всего носит

предположительный характер. Например, влияние закалки в воду на магнитные свойства объясняется лишь дестабилизацией доменных границ, при этом совершенно не учитывается взаимодействие поверхности ленты с водой.

Методика определения распределения намагниченности в лентах быстрозакаленных магнитомягких сплавов, разработанная авторами настоящей работы на основе мессбауэровских исследований и представленная в основном тексте, существенно расширила понимание протекания процессов намагничивания и позволила установить отличительные особенности их протекания.

Анализ влияния различных факторов на распределение намагниченности в лентах способствовал выявлению дополнительных механизмов термообработок и их влияния на формируемый уровень магнитных свойств, таких как частичная кристаллизация поверхности ленты и индуцирование напряжений внедренными в ее поверхность атомами водорода и кислорода при взаимодействии с атмосферным водяным паром, а также физических причин анизотропии индуцируемых напряжений. Определение распределения намагниченности в исходном (закаленном) состоянии показало, что относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью является косвенной характеристикой уровня обусловленных закалкой внутренних напряжений. Уровень формирующихся при отжиге магнитных свойств и их однородность существенно зависят от исходного состояния ленты.

Аналитическое описание обнаруженной зависимости длительности изотермической выдержки при термообработке от объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном состоянии ленты с положительной магнитострикцией насыщения способствует оптимизации магнитных свойств, повышению их однородности и сокращает время выбора оптимального режима обработки. Проведенные авторами исследования установили, что обработка поверхности ленты паром может служить экспресс-методом определения знака магнитострикции насыщения.

1. О ПРОЦЕССАХ НАМАГНИЧИВАНИЯ В ЛЕНТАХ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Формирование высокого уровня магнитных свойств лент быстро закаленных магнитомягких сплавов невозможно без понимания протекающих в них процессов намагничивания и перемагничивания, которые определяются типом и характером движения доменных стенок в магнитном поле. Наблюдение доменной структуры этих материалов является достаточно сложным и не всегда объективным. Вследствие подавления магнитной кристаллографической анизотропии доменные границы в этих материалах достаточно широкие. Это значит, что доменную структуру можно наблюдать только в закаленном состоянии и/или в результате наведения анизотропии [46, с. 104–109; 85–90].

Весьма осторожно следует относиться и к методам наблюдения. Так, например, после термомангнитной обработки в продольном поле эффект Керра выявил систему полосовых доменов, ориентированных вдоль оси ленты. Наблюдение доменной структуры на этом же образце с помощью магнитной суспензии показало систему волнистых границ, ориентированных под углом к оси ленты. Удаление суспензии, промывание образца и повторное наблюдение показали систему волнистых границ, ориентированных уже поперек оси ленты. Причиной этого является индуцирование напряжений поперек оси ленты в результате взаимодействия ее поверхности с химически

активной средой, например, водой [91–93]. Поэтому химическая полировка также может искажать вид доменной структуры [46, с. 231–274; 84, с. 83–92; 94].

Помимо этого, наблюдаемая на поверхности ленты доменная структура не является сквозной. Сложный, как правило, вид поверхностной доменной структуры не позволяет однозначно построить ее модель в объеме ленты. Тем не менее, зависимость остаточной индукции, измеренной по частным петлям гистерезиса, от максимальной позволяет получить информацию о протекающих в ленте процессах намагничивания [46, с. 30–37; 68; 84, с. 54–64; 95, 96].

На рис. 1.1 представлена зависимость остаточной индукции от максимальной $B_r(B_m)$ для образцов сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после термомагнитной обработки в продольном поле (кривая 1). Видно, что эта зависимость является линейной. Термомагнитная обработка в продольном поле приводит к формированию наведенной анизотропии вдоль оси ленты. После охлаждения в ленте образуется доменная структура с намагниченностью, ориентированной вдоль ее оси. Процессы намагничивания осуществляются смещением

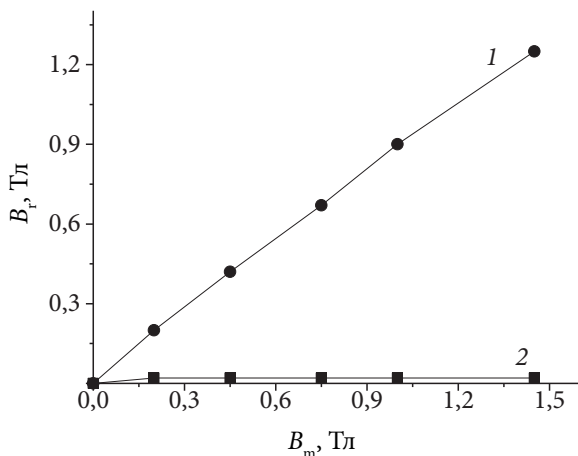


Рис. 1.1. Зависимость остаточной индукции, измеренной по частным петлям гистерезиса, от максимальной для образцов ленты аморфного сплава Fe–B–Si–C после: 1 — ТМО_{||} 380 °С 10 мин.; 2 — ТМО_⊥ 380 °С 10 мин. [84]

180-градусных доменных стенок, которые стабилизированы лишь в объеме стенки. Поэтому при смещении доменных стенок на расстояния, большие их толщины, остаточная индукция растет линейно с увеличением максимальной.

Для образца, прошедшего термомагнитную обработку в поле, ориентированном поперек оси ленты в ее плоскости, значения остаточной индукции близки к нулю и практически не зависят от соответствующих значений максимальной индукции (рис. 1.1, кривая 2). Это связано с тем, что в данном случае намагничивание осуществляется безгистерезисным вращением намагниченности, которое не приводит к изменению остаточной индукции.

Зависимость $B_r(B_m)$, измеренная на образцах сплава Fe-B-Si-C в форме полос после термической обработки и представленная на рис. 1.2, является типичной для сплавов на основе железа.

Видно, что на этой зависимости можно выделить три участка: 1, 2 и 3. На основании результатов, представленных на рис. 1.1, следует заключить, что участок линейной зависимости (участок 1) соответствует смещению 180-градусных доменных стенок. Видно, что

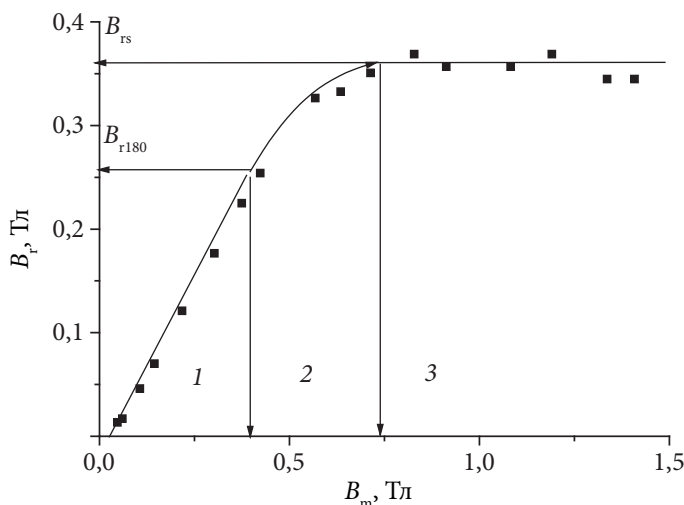


Рис. 1.2. Типичная зависимость остаточной индукции от максимальной для образцов магнитомягких аморфных сплавов [84]

вплоть до индукции 0,45 Тл намагничивание ленты осуществляется преимущественно смещением 180-градусных доменных стенок. Обозначим граничное значение остаточной индукции для этого случая B_{r180} . В интервале индукций 0,45–0,78 Тл (участок 2) преобладают процессы смещения 90-градусных доменных стенок, которые стабилизированы в объеме домена. Более сильная стабилизация доменных стенок приводит к отклонению зависимости $B_r(B_m)$ от линейной. При индукции выше 0,78 Тл остаточная индукция достигает своего насыщения (участок 3). Она не изменяется при дальнейшем увеличении B_m . По аналогии с B_s , максимальное значение остаточной индукции обозначим B_{rs} . Перемагничивание образца при участии доменов с ортогональной намагниченностью осуществляется преимущественно за счет безгистерезисных процессов вращения намагниченности. Следовательно, этот участок соответствует безгистерезисному вращению намагниченности, ориентированной перпендикулярно плоскости ленты.

Аналогичный вид имеет зависимость $B_r(B_m)$, измеренная для тороидального образца сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B в закаленном состоянии и после термообработки на воздухе (рис. 1.3). Видно, что после термообработки несколько увеличиваются максимальные значения остаточной индукции и сокращается интервал индукций, в котором достигаются значения B_{rs} . Отсюда следует, что снижается доля процессов вращения намагниченности, больший объем ленты намагничивается смещением границ доменов с планарной намагниченностью из-за уменьшения стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью. Этот фактор и релаксация внутренних закалочных напряжений способствуют повышению максимальной магнитной проницаемости и сдвигу максимума на зависимости $\mu(H)$ в область более слабых полей (рис. 1.4).

Зависимости $B_r(B_m)$, изображенные на рис. 1.5, несколько отличаются от представленных на рис. 1.3. Видно, что в области малых значений индукции имеется участок с близкими к нулю значениями остаточной индукции. Следовательно, на этом участке имеют место обратимые процессы намагничивания, которые, в свою очередь, могут быть связаны с обратимым смещением доменных границ.

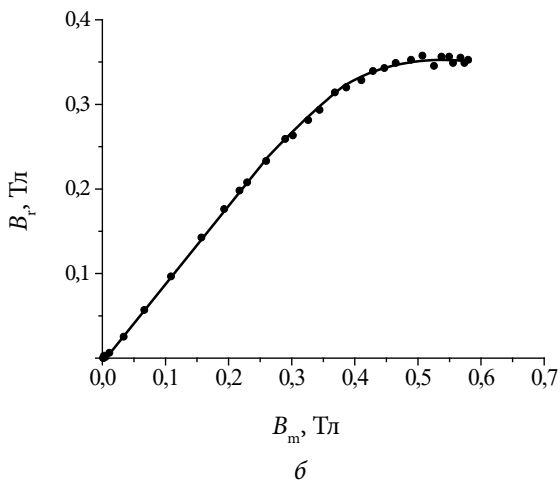
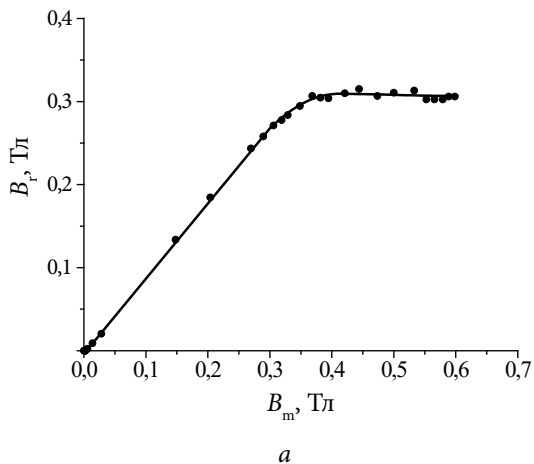


Рис. 1.3. Зависимость остаточной индукции от максимальной для магнитомягкого аморфного сплава на основе кобальта АМАГ172 (Co–Fe–Ni–Cr–Si–B):
a — в закаленном состоянии; *б* — после термообработки на воздухе при 300 °С с длительностью изотермической выдержки 60 мин.

Некоторое отличие от вида кривых, приведенных на рис. 1.3 и 1.5, зависимости $B_r(B_m)$ могут иметь и в области больших индукций. На рис. 1.6 в качестве примера представлены зависимости $B_r(B_m)$ для образцов сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B в форме полос после термообработки на воздухе при 350 °С и последующей выдержки при 150 °С в течение 500 ч. Видно, что при индукции выше 0,55 Тл после горизонтального участка снова наблюдается линейное увеличение остаточной индукции. Отличительная особенность процессов намагничивания аморфных магнитомягких сплавов от кристаллических материалов заключается в том, что процессы вращения намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов начинаются тогда, когда еще процессы смещения границ доменов с планарной намагниченностью не закончены.

Ослабление степени стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью приводит к повышению скорости их скачкообразного движения [97].

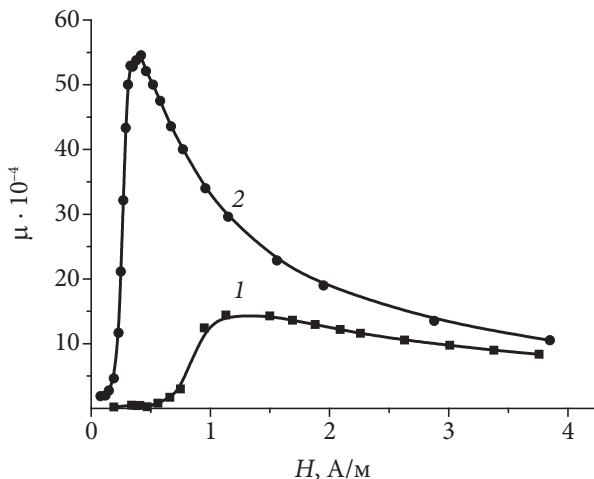
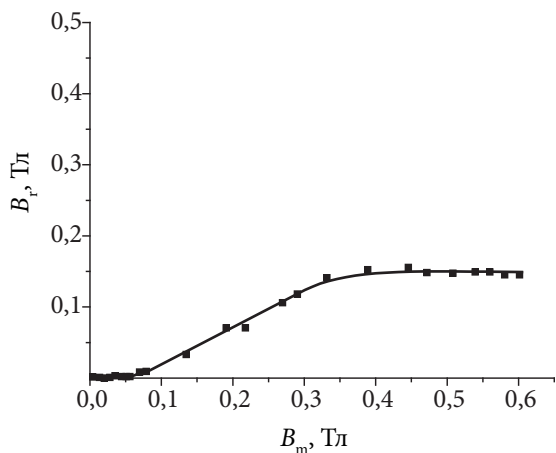
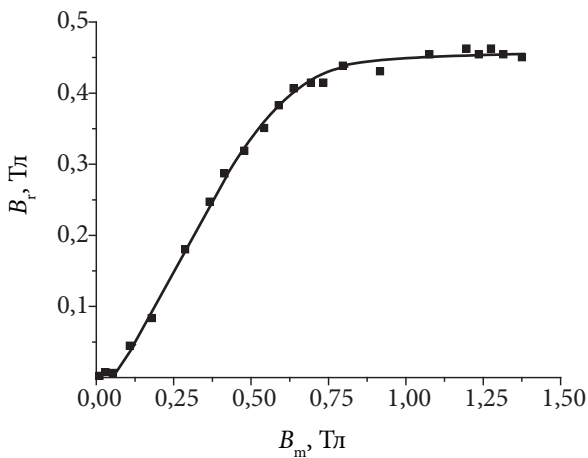


Рис. 1.4. Зависимость магнитной проницаемости от поля для магнитомягкого аморфного сплава на основе кобальта АМАГ172 (Co–Fe–Ni–Cr–Si–B) в закаленном состоянии и после термообработки на воздухе при 300 °С с длительностью изотермической выдержки 60 мин. (кривые 1 и 2 соответственно)

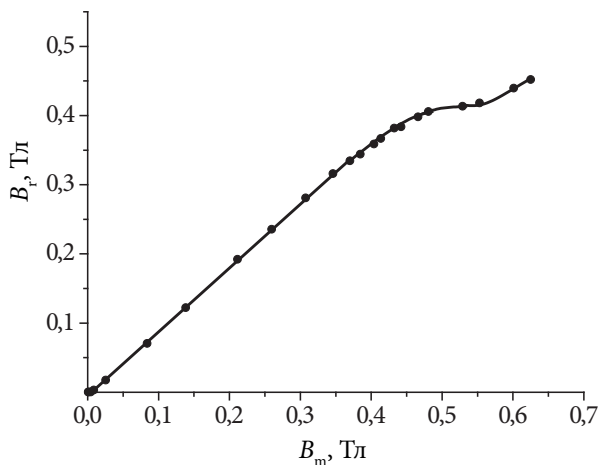


a

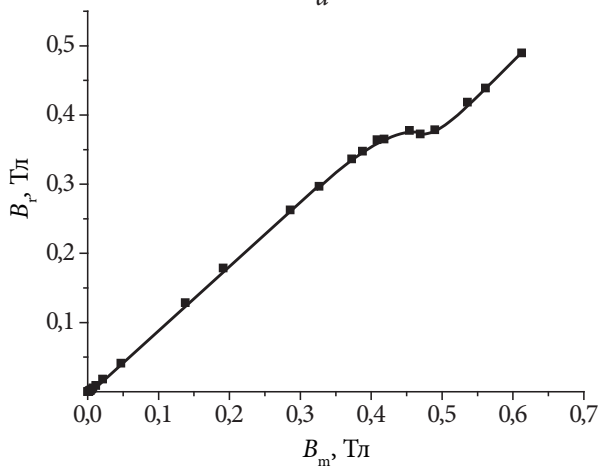


б

Рис. 1.5. Зависимость остаточной индукции от максимальной для аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта АМАГ170 (Co–Fe–Ni–Cr–Si–B) в закаленном состоянии (*a*) и на основе железа (Fe–Ni–Si–B) после термообработки на воздухе при 410 °С с длительностью изотермической выдержки 2 мин. (*б*)



a



б

Рис. 1.6. Зависимость остаточной индукции от максимальной для аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта АМАГ172 (Co–Fe–Ni–Cr–Si–B) после термообработки на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 15 мин. (а) и дополнительной выдержки после отжига при 150 °С в течение 500 ч (б)

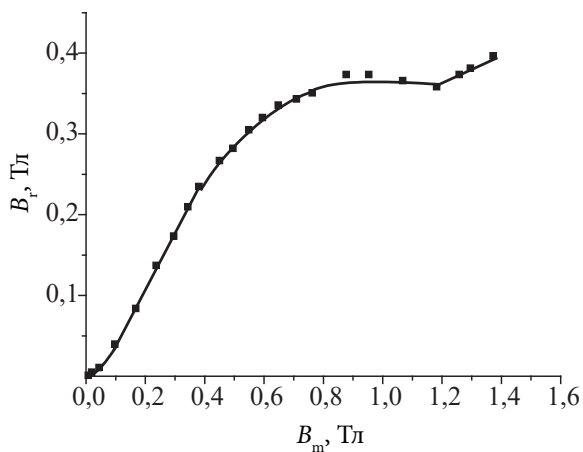
На основании представленных выше результатов исследования можно заключить, что к моменту окончания процессов вращения намагниченности, ориентированной перпендикулярно плоскости ленты, в ленте остаются домены с планарной намагниченностью, направленной вдоль ее оси. Дальнейшее увеличение магнитной индукции под действием поля сопровождается смещением 180-градусных доменных границ, что соответствует линейному росту остаточной индукции.

Зависимости $B_r(B_m)$ для аморфных магнитомягких сплавов на основе железа после термических обработок на воздухе, представленные на рис. 1.7, демонстрируют наличие и горизонтального участка при малых индукциях, и линейного при больших.

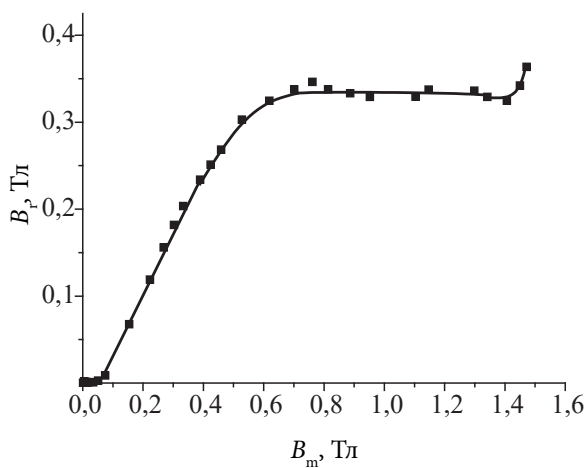
На рис. 1.8 представлены зависимости остаточной индукции от максимальной для аморфного сплава на основе кобальта после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 8 мин. Видно, что до значения $B_m \approx 0,5$ Тл кривые $B_r(B_m)$ имеют стандартный вид. При больших индукциях наблюдаются участки резкого роста остаточной индукции при практически неизменных значениях B_m . Такое резкое возрастание остаточной индукции свидетельствует о том, что процессы намагничивания осуществляются при участии 180-градусных практически не стабилизированных доменных границ. Ступенчатые переходы от одного участка резкого возрастания B_r к другому тоже носят линейный характер и могут быть интерпретированы, например, исчезновением клиновидных доменов с обратной намагниченностью. Примеры такого вида доменной структуры показаны на рис. 1.9–1.11. На рис. 1.9 представлен вид поверхностной доменной структуры образца ленты аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после локальной лазерной обработки. В области лазерной дорожки видны клиновидные домены.

Рис. 1.10 демонстрирует вид поверхностной клиновидной доменной структуры на краю образца сплава АМАГ172 системы Co-Fe-Ni-Cr-Si-B , наблюдаемой после термообработки на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин.

Наблюдение доменной структуры показало, что клиновидные домены могут присутствовать не только в области протяженных дефектов, к которым относится и край образца, но также и в любом месте ленты, что подтверждается результатами, приведенными на рис. 1.11.



a



б

Рис. 1.7. Зависимость остаточной индукции от максимальной для аморфных магнитомягких сплавов Fe-Ni-Si-B (*a*) и Fe-B-Si-C (*б*) после термообработок на воздухе при 410 °C (*a*) и 350 °C (*б*) с длительностью изотермической выдержки 10 мин. (*a*) и 15 мин. (*б*)

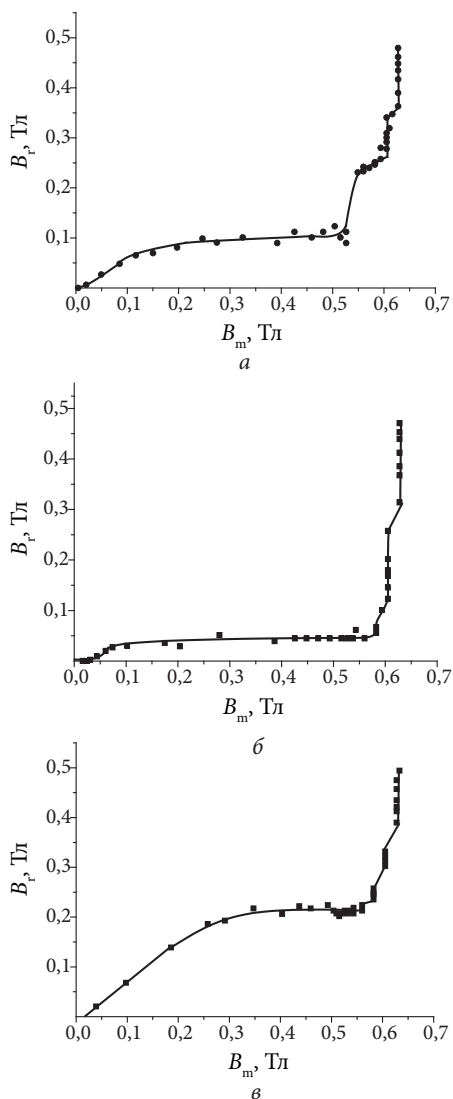


Рис. 1.8. Зависимость остаточной индукции от максимальной для аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта АМАГ170 (Co-Fe-Ni-Cr-Si-B) после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 8 мин. (а), через 45 дней после термообработки (б) и последующей обработки поверхности ленты паром (в)

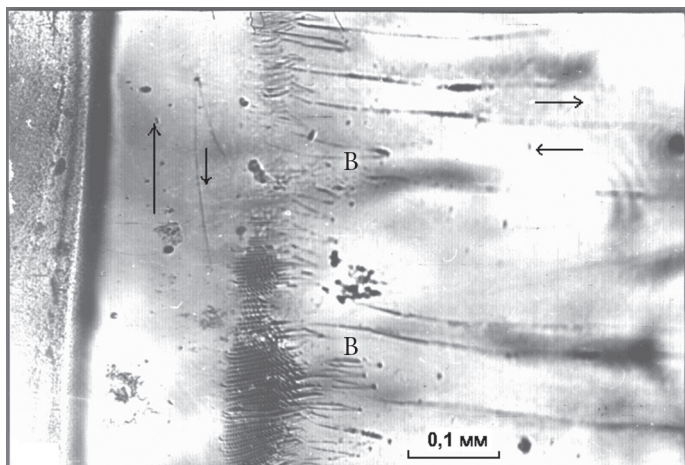


Рис. 1.9. Вид поверхностной доменной структуры образца сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после локальной лазерной обработки. В — область клиновидных доменов [68; 84]

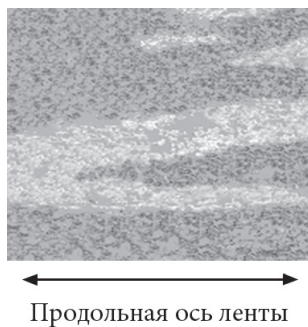


Рис. 1.10. Вид краевой доменной структуры образца ленты аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта (Co-Fe-Ni-Cr-Si-B), ширина основания темного клина $\sim 0,7$ мм

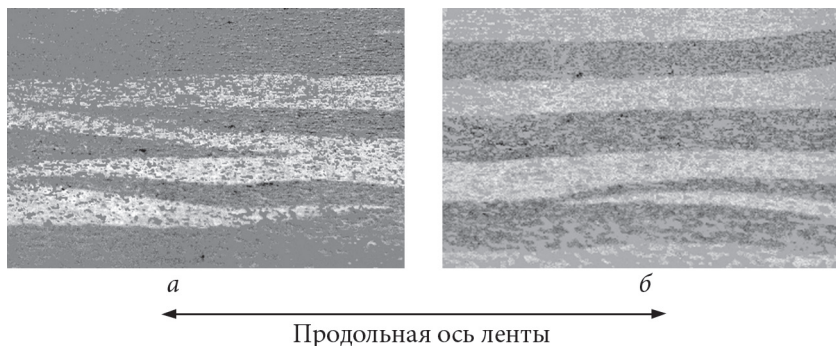


Рис. 1.11. Вид поверхностной доменной структуры образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта АМАГ172 системы Co–Fe–Ni–Cr–Si–B, наблюдаемой после термообработки на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин.; средняя ширина полосовых доменов ~ 0,8 мм:
a, б — разные участки исследуемого образца

Аннигиляции доменных границ клиновидных доменов с ростом поля способствует уменьшению числа доменных границ, участвующих в процессе перемагничивания, и постепенному переходу к бистабильному состоянию [98–103].

2. ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ В ЛЕНТАХ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ

Зависимости остаточной индукции от максимальной дают возможность качественной интерпретации процессов намагничивания и перемагничивания в лентах быстрозакаленных сплавов. Тем не менее, для оценки степени эффективности различных физических воздействий необходима количественная характеристика. Такой характеристикой является относительный объем доменов с намагниченностью, ориентированной в определенном направлении в размагниченном состоянии. В кристаллических материалах под термином «магнитная текстура» понимают относительный объем доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль кристаллографических осей, в размагниченном состоянии [104]. В лентах быстрозакаленных сплавов кристаллографическая анизотропия подавлена, и достаточно большую роль в распределении намагниченности играет энергия анизотропии формы. Поэтому имеет смысл распределение намагниченности определять в направлениях, выделенных геометрий образца, т. е. в рамках модели, схематично изображенной на рис. 2.1. Поскольку распределение намагниченности в лентах быстрозакаленных сплавов является достаточно сложным, по сути, в этом случае речь идет о проекциях намагниченности на выделенные направления.

При этом имеют место следующие обозначения относительных объемов: $V_{\text{орт}}$ (или V_{\perp}) — объем образца с ортогональной (перпендикулярной к плоскости ленты) намагниченностью; $V_{\text{пл}}$ (или V_{\parallel}) — объем образца с планарной (ориентированной в плоскости ленты) намагниченностью; V_{180} и V_{90} — объемы образца с намагниченностью, ориентированной в плоскости ленты вдоль и поперек ее оси. Вид доменной структуры, соответствующий данной модели, наблюдали, например, на поверхности отожженной аморфной ленты Fe-B-Si-C [36].

В кристаллических материалах распределение намагниченности определяют по измерению магнитострикции. В лентах быстро-закаленных сплавов корректное определение магнитострикции затруднено, поскольку большинство методов не подходит для измерения магнитострикции, так как лента обладает сравнительно малой толщиной, высокой чувствительностью к напряжениям, в том числе индуцируемым в результате взаимодействия ее поверхности с химически активной средой [84]. Относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью в лентах быстрозакаленных сплавов может быть определен с помощью мессбауровской спектроскопии. Однако этот метод является достаточно трудоемким. Тем не менее, исследования показали, что максимальные значения оста-

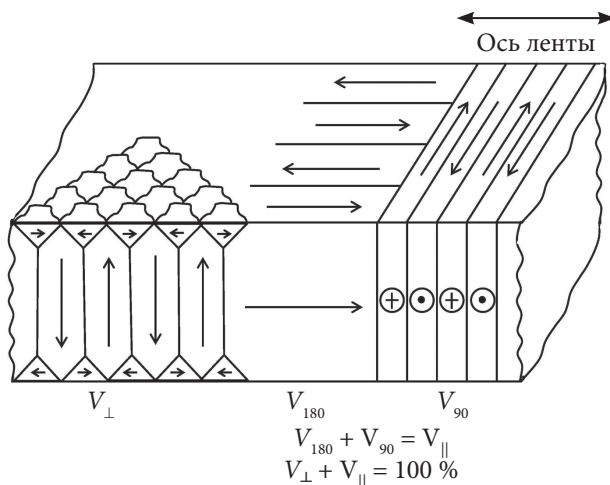


Рис. 2.1. Схематическое представление распределения намагниченности (магнитных фаз) в ленте аморфного сплава и введенные обозначения

точной индукции B_{rs} коррелируют со значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, определенными с помощью мессбауэровских исследований [84; 104; 105]. Корреляционная зависимость, построенная по результатам проведенных исследований, показана на рис. 2.2. Она позволяет определять относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью в ленте по определенному соответствующему значению B_{rs} .

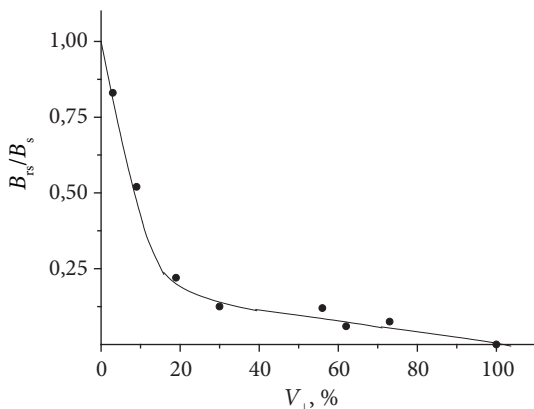


Рис. 2.2. Корреляционная зависимость между относительными значениями остаточной индукции и объемом доменов с ортогональной намагниченностью

Зависимость остаточной индукции от максимальной позволяет определить распределение намагниченности в плоскости ленты. Относительный объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца V_{180} , определяется через отношение значения B_{r180} верхней границы линейного участка к значению B_{rs} (рис. 1.2) с помощью формулы

$$V_{180} = B_{r180} / B_{rs} \cdot V_{пл}. \quad (2.1)$$

Следовательно, долю объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси образца V_{90} , можно определить следующим образом:

$$V_{90} = V_{пл} - V_{180}. \quad (2.2)$$

3. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИЧИНЫ ВЛИЯНИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Исследование физических причин влияния термической обработки на магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа показало, что, кроме снижения уровня внутренних напряжений и усиления влияния анизотропии формы, на магнитные свойства аморфной ленты влияют и другие факторы. Формирование поверхностного аморфно-кристаллического слоя оптимальной толщины индуцирует преимущественно плоские растягивающие напряжения в аморфной матрице, уменьшает объем доменов с ортогональной намагниченностью. Это ослабляет стабилизацию границ доменов с планарной намагниченностью и, облегчая их смещение, повышает магнитную проницаемость ленты, существенно снижает магнитные потери [95]. Превышение оптимальной толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя способствует переориентации намагниченности аморфной матрицы перпендикулярно плоскости ленты за счет повышения объемной компоненты растягивающих напряжений и снижению уровня магнитных свойств [36; 94].

В основу методики идентификации состояния поверхности ленты легла зависимость максимальной магнитной проницаемости от толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя,

полученная с помощью модифицированного метода рентгеновской дифракции исследования структуры приповерхностных слоев в параллельных скользящих лучах [106] (рис. 3.1).

Аналогичный вид имеет и зависимость максимальной магнитной проницаемости от длительности изотермической выдержки при термообработке, поскольку вариация этого параметра при неизменных других приводит к изменению структуры поверхностного слоя (рис. 3.2).

Другим фактором, приводящим к индуцированию преимущественно плоских растягивающих напряжений, является внедрение в поверхностный слой ленты атомов водорода и кислорода в результате взаимодействия ее поверхности с водяным паром во время термообработки на воздухе. Этот факт полностью подтверждается результатами электролитического оксидирования и наводороживания ленты [107]. На примере сплава $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ показано [108–110], что поверхностная кристаллизация при термообработке на воздухе способствует увеличению скорости окисления, а толщина окисленного поверхностного слоя может достигать 150 нм.

Напряжения, индуцируемые внедренными в поверхность ленты атомами, являются анизотропными. Согласно теории направленного

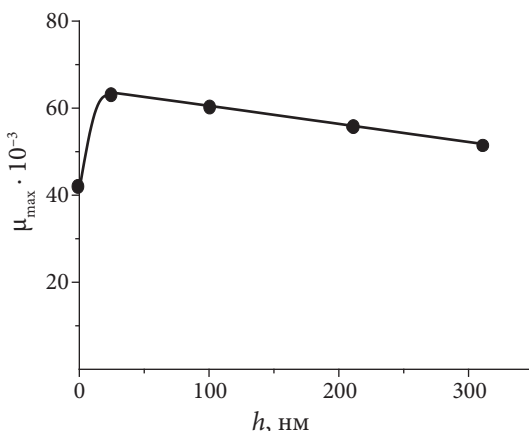


Рис. 3.1. Зависимость максимальной магнитной проницаемости от толщины h поверхностного аморфно-кристаллического слоя

упорядочения пары примесных немагнитных атомов ориентируются перпендикулярно результирующей намагниченности, поскольку такое состояние соответствует минимуму энергии магнитного взаимодействия I_s с осью анизотропии дефекта [111]. В этом направлении образуется повышенная концентрация внедренных атомов и индуцируется псевдоодноосное растяжение, которое способствует переориентации планарной намагниченности в направление псевдоодноосного растяжения. При комнатной температуре результирующая намагниченность ориентирована вдоль оси ленты из-за преобладающего влияния энергии анизотропии формы на распределение намагниченности. Поэтому и в результате электролитического оксидирования и наводороживания, и при обработке поверхности ленты паром повышенная концентрация внедренных в поверхность атомов образуется в плоскости ленты поперек ее оси. Вследствие этого в материалах с положительной магнитострикцией насыщения происходит увеличение относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты [46; 84; 110; 112; 113; 114; 115]. Во время отжига при нагревании существенно ослабляется влияние формы образца на распределение намагниченности. В результате этого при нагревании происходит

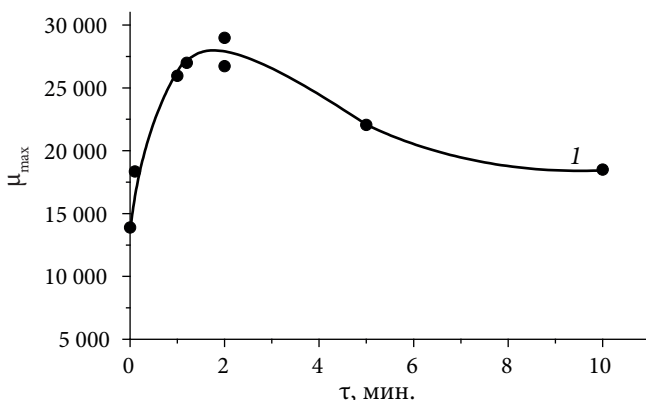


Рис. 3.2. Типичная зависимость максимальной магнитной проницаемости от длительности изотермической выдержки во время термической обработки

переориентация намагниченности в плоскости ленты поперек ее оси (в направление псевдоодноосного растяжения, обусловленного закалкой в силу причин технологического характера). Образование на этом этапе повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода вдоль оси ленты после охлаждения приводит к возникновению в этом направлении растягивающих напряжений, увеличивающих относительный объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль ее оси. Это способствует повышению максимальной магнитной проницаемости и снижению динамической составляющей магнитных потерь, обусловленному дроблением доменной структуры [84].

Происходящее во время термической обработки повышение концентрации примесных атомов в поверхностном слое ленты ингибирует процессы кристаллизации, поскольку наличие аморфизатора (металлоида) является одним из наиболее важных условий получения аморфного состояния сплава, снижающего скорость его кристаллизации [111]. Образующаяся во время термообработки повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов вдоль ее оси ингибирует поверхностную кристаллизацию в этом направлении и приводит к анизотропии скорости поверхностной кристаллизации. Более высокая скорость кристаллизации поверхности поперек оси ленты индуцирует в этом направлении дополнительное растяжение и оказывает конкурирующее влияние на распределение намагниченности. Исследование процесса кристаллизации методом дифференциальной сканирующей калориметрии позволило обнаружить анизотропную кристаллизацию в ленте аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ [112].

Таким образом, совокупность вышеприведенных факторов определяет распределение намагниченности в ленте после термической обработки на воздухе и формируемый уровень магнитных свойств.

4. ДЛИТЕЛЬНОСТЬ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ ВО ВРЕМЯ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

В закаленном состоянии ленты аморфных магнитомягких сплавов обладают сравнительно низкими свойствами из-за достаточно высокого уровня внутренних напряжений, обусловленных закалкой. Улучшение магнитных свойств аморфных лент во время термо- и термомагнитных обработок достигается в результате протекания диффузионных процессов, к которым также относятся и взаимодействие поверхности ленты с атмосферным паром, и формирование поверхностного аморфно-кристаллического слоя [84]. Релаксация напряжений наступает в течение некоторого времени. Два последних фактора способствуют индуцированию плоских анизотропных напряжений. При достижении оптимальной толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя важную роль играет длительность изотермической выдержки [106].

Влияние длительности изотермической выдержки при термообработке на воздухе на распределение намагниченности и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа исследовали на образцах в форме полос размерами $100 \times 10 \times 0,022$ мм. Термическую обработку образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ осуществляли на воздухе при 410°C со скоростью охлаждения ~ 15 К/мин. Длительность изотермической выдержки t

варьировали от 10 с до 40 мин. Вариацию длительности изотермической выдержки для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ осуществляли в интервале 10 с — 100 мин. при температурах 350, 360 и 370 °С. Поскольку длительность изотермической выдержки зависит от распределения намагниченности в исходном состоянии ленты, для исследований выбирали образцы с одинаковым распределением намагниченности в исходном (закаленном) состоянии (табл. 4.1).

Результаты исследования влияния длительности изотермической выдержки на воздухе при температуре 410 °С на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ приведены на рис. 4.1.

Таблица 4.1

Относительные объемы образцов с ортогональной ($V_{\text{орт}}$) и планарной ($V_{\text{пл}}$) намагниченностью, ориентированной вдоль (V_{180}) и поперек (V_{90}) оси ленты в ее плоскости (закаленное состояние)

Сплав	$V_{\text{орт}}$, %	$V_{\text{пл}}$, %	V_{180} , %	V_{90} , %
$\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$	40	60	40	20
$\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$	40	60	38	23

Из рис. 4.1, а видно, что зависимость $\mu_{\text{max}}(\tau)$ имеет вид кривой с максимумом при $\tau \sim 25$ мин. Увеличение длительности изотермической выдержки свыше 30 мин. приводит к снижению максимальной магнитной проницаемости. Таким образом, зависимость максимальной магнитной проницаемости от длительности изотермической выдержки аналогична ходу зависимости μ_{max} от толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя, определенной с помощью метода рентгеновской дифракции в параллельных скользящих лучах [46; 106]. Следовательно, оптимальная длительность изотермической выдержки в этом случае составляет ~ 25 мин. и соответствует состоянию ленты с оптимальной толщиной поверхностного аморфно-кристаллического слоя.

На рис. 4.1, б показана зависимость распределения намагниченности от длительности изотермической выдержки. Видно, что с увеличением длительности изотермической выдержки возрастает

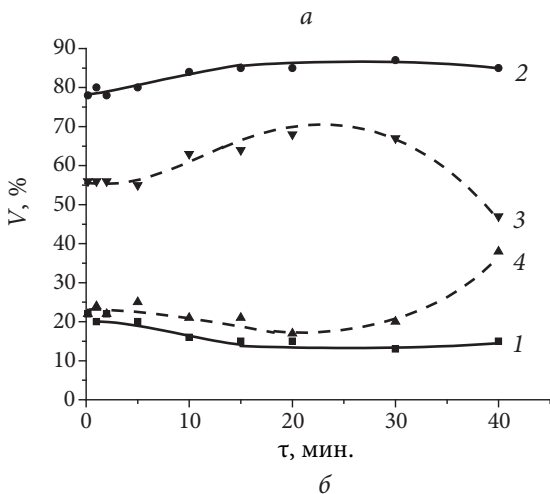
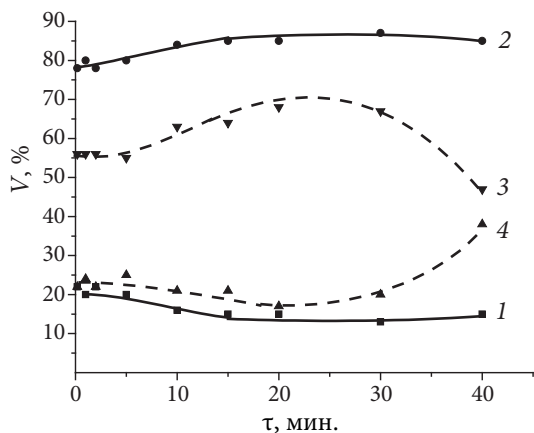


Рис. 4.1. Зависимости максимальной магнитной проницаемости (*a*) и относительных объемов доменов с ортогональной ($V_{\text{орт}}$) и планарной ($V_{\text{пл}}$) намагниченностью (кривые 1 и 2), намагниченностью, ориентированной вдоль (V_{180}) и поперек (V_{90}) оси ленты в ее плоскости (кривые 3 и 4) (*б*) от длительности изотермической выдержки при 410 °С во время термической обработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

относительный объем доменов с планарной ($V_{пл}$) и уменьшается относительный объем доменов с ортогональной ($V_{орт}$) намагниченностью. Это связано с индуцированием преимущественно плоских растягивающих напряжений от внедрения атомов водорода и кислорода в поверхностный слой ленты и формирования поверхностного аморфно-кристаллического слоя. Поскольку объем кристаллической фазы меньше, чем аморфной, при частичной кристаллизации сплава происходит локальное уменьшение объема в аморфной матрице в месте возникновения и роста кристаллитов. Напряжения растяжения, возникающие при этом в аморфной матрице, являются объемными. Тем не менее, при небольшой толщине поверхностного аморфно-кристаллического слоя плоская компонента напряжений преобладает [46; 94]. При длительности изотермической выдержки, соответствующей оптимальной, наблюдается наименьшее значение объема доменов с ортогональной намагниченностью.

Дальнейшее повышение τ от 25 до 40 мин. не приводит к существенным изменениям значений объема доменов с ортогональной и планарной намагниченностью. Это означает, что при этих значениях длительности изотермической выдержки по-прежнему преобладает преимущественно плоская компонента напряжений, индуцируемых поверхностным аморфно-кристаллическим слоем.

По мере увеличения длительности изотермической выдержки относительный объем доменов с намагниченностью, направленной вдоль оси ленты (V_{180}), увеличивается, достигая своего максимума при $\tau = 25$ мин. Дальнейшее увеличение длительности изотермической выдержки приводит к уменьшению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты. Объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты (V_{90}), изменяется в противофазе. Увеличение значений V_{180} при повышении длительности изотермической выдержки вплоть до 25 мин. может быть связано с преобладанием анизотропных растягивающих напряжений вдоль оси ленты, обусловленных образованием во время отжига повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода в этом направлении [46; 107]. Уменьшение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты, при дальней-

шем повышении длительности изотермической выдержки связано с преобладанием псевдоодноосных растягивающих напряжений поперек оси ленты, индуцируемых анизотропной поверхностной кристаллизацией [46].

Зависимости коэрцитивной силы и потерь на гистерезис за цикл перемагничивания от длительности изотермической выдержки во время термической обработки на воздухе при 410 °С приведены на рис. 4.2. Видно, что и в этом случае при длительности изотермической выдержки 20–25 мин. наблюдаются наименьшие значения коэрцитивной силы и потерь на гистерезис.

На рис. 4.3, а для образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ показаны зависимости максимальной магнитной проницаемости от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при температуре 370 °С. Видно, что в этом случае оптимальная длительность изотермической выдержки составляет 20 мин. Исследования, проведенные для температур 360 и 350 °С, показали, что качественно имеют место такие же зависимости исследуемых характеристик от длительности изотермической выдержки, лишь значения τ , соответствующие достижению оптимальных свойств, повышаются при понижении температуры и составляют 20, 30 и 45 мин. для температур 370, 360 и 350 °С соответственно. При этих выдержках имеет место оптимальное распределение намагниченности в ленте с наибольшим относительным объемом доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты (табл. 4.2).

Более высокие значения максимальной магнитной проницаемости достигаются при 370 °С, по-видимому, за счет того, что при этой температуре преобладающее действие плоских растягивающих напряжений, индуцированных поверхностным аморфно-кристаллическим слоем, выше. Поэтому такие напряжения приводят к получению меньших значений объема доменов с ортогональной намагниченностью. Однако в этом случае уже становится существенным влияние анизотропного растяжения поперек оси ленты в ее плоскости, обусловленного частичной кристаллизацией поверхности. Эти напряжения способствуют снижению объема доменов с ориентацией намагниченности вдоль оси ленты [46].

Тем не менее, получение оптимального уровня магнитных свойств лент аморфных магнитомягких сплавов невозможно без снятия внутренних напряжений, индуцированных закалкой. Поскольку процесс релаксации внутренних напряжений является диффузионным, то его эффективность зависит прежде всего

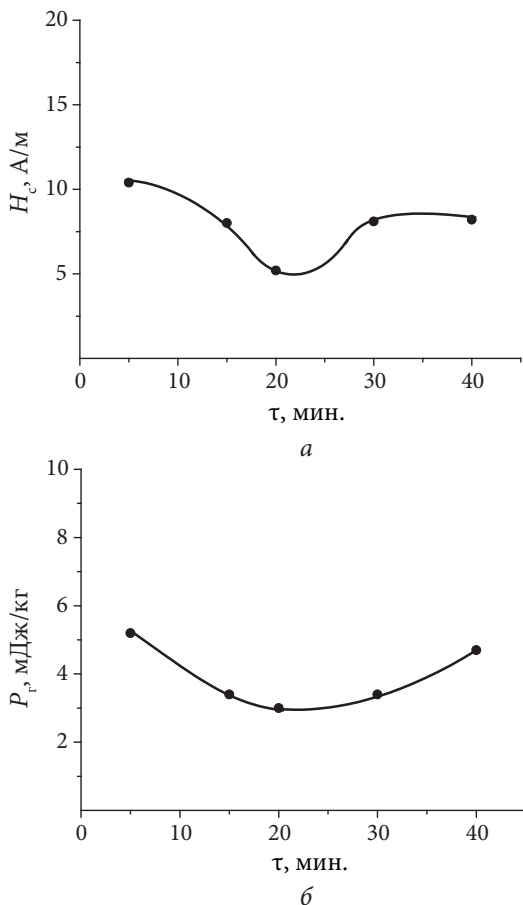


Рис. 4.2. Зависимость коэрцитивной силы (а) и потерь на гистерезис за цикл перемагничивания (б) от длительности изотермической выдержки при 410 °С во время термической обработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

от степени активности диффузионных процессов, следовательно, от температуры термообработки, а также от длительности изотермической выдержки. Индикатором уровня внутренних закалочных напряжений может являться объем доменов с ортогональной намагниченностью. Для того чтобы противодействовать влиянию формы образца и удерживать намагниченность в направлении,

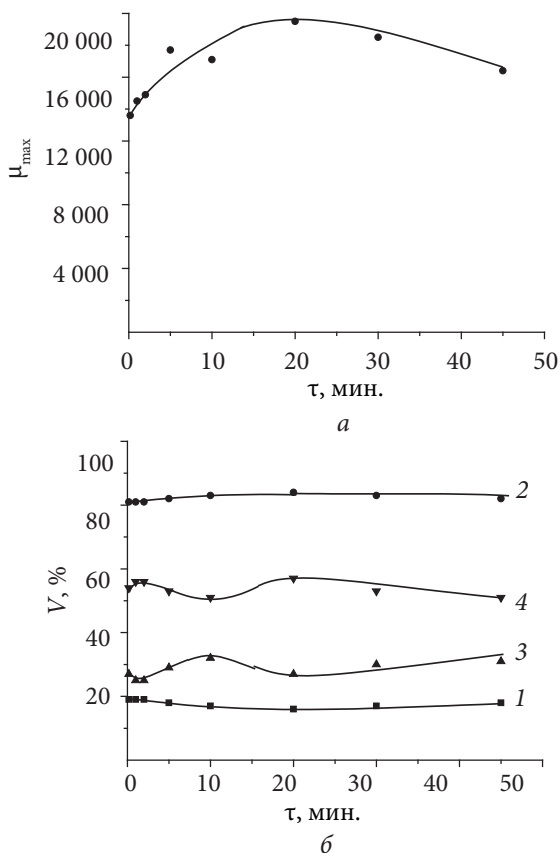


Рис. 4.3. Зависимости максимальной магнитной проницаемости (а) и распределения намагниченности ($V_{\text{орт}}$, $V_{\text{пл}}$, V_{90} и V_{180} — кривые 1, 2, 3 и 4 соответственно) (б) от длительности изотермической выдержки при 370 °С во время термообработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$

Таблица 4.2

**Максимальная магнитная проницаемость и распределение
намагниченности в образцах аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ при
оптимальной длительности изотермической выдержки**

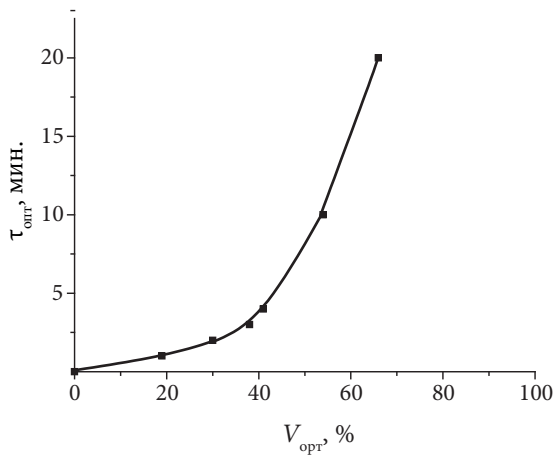
Температура обработки, °C	τ , мин.	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}$, %	$V_{\text{пл}}$, %	V_{180} , %	V_{90} , %
350	45	17 900	17	83	59	24
360	30	18 700	17	83	62	21
370	20	19 500	16	84	57	27

перпендикулярном плоскости ленты, нужны достаточно сильные напряжения. Поэтому важным фактором для оптимизации параметров термической обработки является установление корреляционной зависимости между объемом доменов с ортогональной намагниченностью и длительностью изотермической выдержки при термообработке. С этой целью для образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ с разным значением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью исследовали зависимость τ от $V_{\text{орт}}$. Экспериментально полученная зависимость показана на рис. 4.4, а.

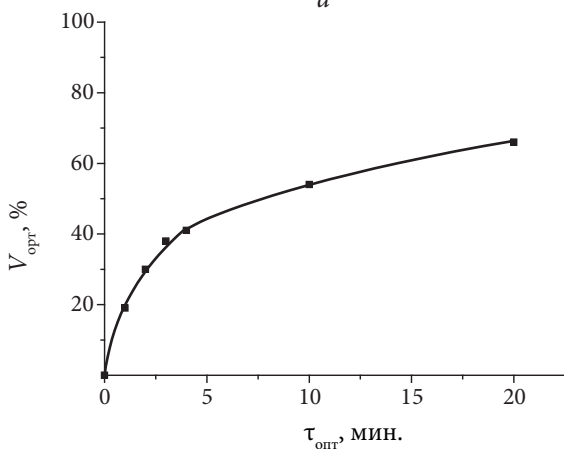
Анализ этой зависимости показывает, что она описывается уравнением

$$\tau = \left(V_{\text{орт}} / \alpha \right)^3. \quad (4.1)$$

На взгляд авторов, удобнее пользоваться этой зависимостью, если τ отложить по оси абсцисс, т. е. представить ее в виде $V_{\text{орт}} = \alpha \tau^{1/3}$ (рис. 4.4, б). Коэффициент α в этом случае равен $0,24 \text{ мин.}^{-1/3}$ (для относительного объема, выраженного не в процентах, а в частях). Экспериментально определенная оптимальная длительность изотермической выдержки для температур термической обработки 370, 360 и 350 °C и известное значение $V_{\text{орт}}$ в исходном (закаленном) состоянии (для нашего случая 40 %, или 0,4), позволяют определить значения коэффициента α для этих температур. Полученные значения представлены на рис. 4.5. Видно, что α зависит от температуры изотермической выдержки, поскольку отражает степень активности диффузионных процессов.



a



б

Рис. 4.4. Корреляционная зависимость длительности изотермической выдержки при 380 °С во время термообработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ (а) и объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии ленты (б)

Полученные значения α позволяют построить корреляционные зависимости оптимальной длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ и объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии. Пример такой зависимости для температуры 360 °С показан на рис. 4.6. Для экспериментального подтверждения полученных результатов при 360 °С проводили термическую обработку на воздухе образцов с другими значениями объема доменов с ортогональной намагниченностью в закаленном состоянии. Определение оптимальной длительности изотермической выдержки проводили с помощью корреляционной зависимости, представленной на рис. 4.6. Для значения $V_{\text{орт}}$ равным 45 % длительность изотермической выдержки составила 45 мин.

Значения максимальной магнитной проницаемости и распределения намагниченности, полученные в этом случае, представлены в табл. 4.3. Для сравнения в первой строке табл. 4.3. приведены значения максимальной магнитной проницаемости и распределения намагниченности после термической обработки с экспериментально определенным значением оптимальной длительности изотермической выдержки. Видно, что имеет место соответствие значений представленных в этой таблице характеристик.

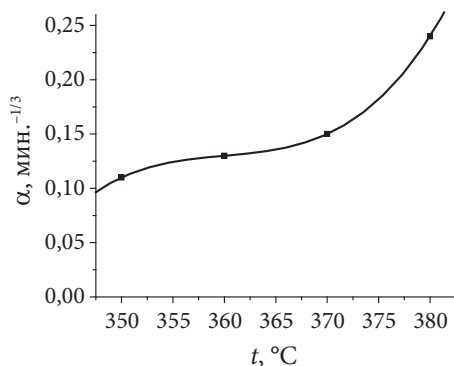


Рис. 4.5. Зависимость коэффициента α от температуры изотермической выдержки во время термообработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$

Экспериментальное определение оптимальной длительности изотермической выдержки при 410 °С для образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{13}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ с учетом известного значения объема доменов с ортогональной намагниченностью в закаленном состоянии позволяет определить коэффициент α и построить корреляционную зависимость между $V_{\text{орт}}$ и τ . Определенное для этого случая значение $\alpha = 0,15 \text{ мин.}^{-1/3}$. Построенная на основании этого значения корреляционная зависимость показана на рис. 4.7. Обращает на себя

Таблица 4.3

Сравнительные данные по влиянию термической обработки на воздухе при 360 °С на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности для образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ с различным значением $V_{\text{орт}}$ в закаленном состоянии

$V_{\text{орт}}, \%$ (закаленное)	τ , мин.	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
40	30	18 700	17	83	62	21
45	45	17 838	18	82	62	20

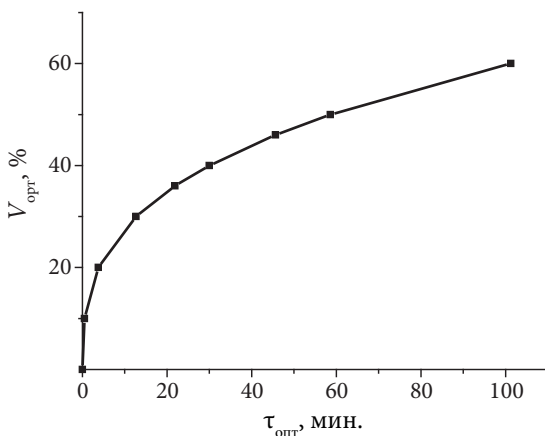


Рис. 4.6. Корреляционная зависимость длительности изотермической выдержки при 360 °С во время термообработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ и объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии ленты

внимание то факт, что коэффициенты α одинаковы для сплавов $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ при температурах 410 и 370 °С (см. рис. 4.5).

Следовательно, можно ожидать, что при этих температурах одинакова и степень активности диффузионных процессов, которая, в свою очередь, связана с температурой кристаллизации сплава. Температуры кристаллизации сплавов $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ и $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{B}_{13}$ составляют 480 и 530 °С соответственно. Определение относительной температуры (отношения сравниваемых температур к температуре кристаллизации) для обоих сплавов показало, что они одинаковы и составляют 0,77. Это позволяет обобщить полученные результаты и построить зависимость коэффициента α от относительной температуры изотермической выдержки ($t_{\text{ТО}}/t_{\text{крист}}$) во время термообработки на воздухе образцов лент аморфных магнитомягких сплавов (рис. 4.8), которую уже можно применить и к другим сплавам.

Анализ показывает, что представленная на рис. 4.8 зависимость описывается уравнением

$$a/a_0 = 1290,2x^3 - 2903x^2 + 2177,7x - 544,51, \quad (4.2)$$

где $x = t_{\text{ТО}}/t_{\text{крист}}$, а α_0 — коэффициент, введенный для согласования размерности, равный 1 мин.^{-1/3} (такое значение коэффициента α должно достигаться при $x = 0,84$).

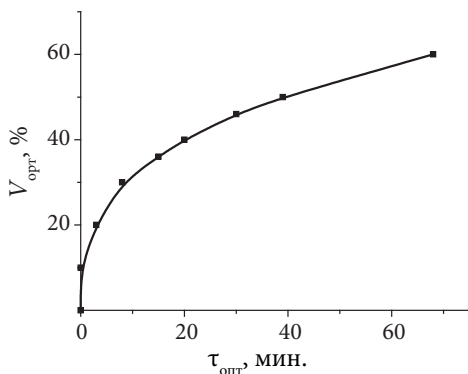


Рис. 4.7. Корреляционная зависимость длительности изотермической выдержки при 410 °С во время термообработки на воздухе образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{B}_{13}$ и объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии ленты

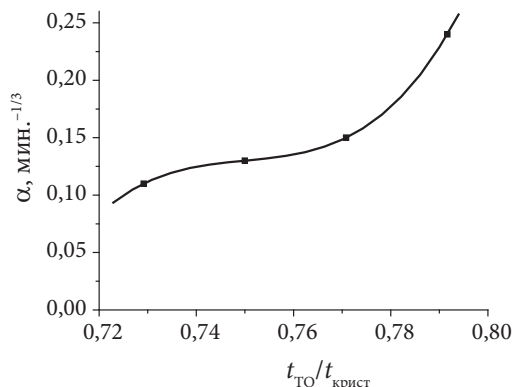


Рис. 4.8. Зависимость коэффициента α от относительной температуры изотермической выдержки во время термообработки на воздухе образцов лент аморфных магнитомягких сплавов

Таким образом, для лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа известное значение объема доменов с ортогональной намагниченностью в закаленном состоянии позволяет осуществить выбор оптимального режима термической обработки на воздухе, а также осуществлять термообработку с определенной степенью активности диффузионных процессов. Для этого следует измерить максимальное значение остаточной индукции в исходном состоянии ленты и по корреляционной зависимости между объемом доменов с ортогональной намагниченностью и максимальными значениями остаточной индукции [46; 84; 105] определить значение $V_{\text{орт}}$. Затем с помощью значения относительной температуры либо с помощью формулы (4.2), либо по зависимости, приведенной на рис. 4.8, определить α для выбранного режима и по формуле (4.1) рассчитать соответствующую выбранному режиму оптимальную длительность изотермической выдержки. Полученные результаты позволяют существенно упростить выбор оптимального режима термической обработки на воздухе лент аморфных магнитомягких сплавов с положительной магнитострикцией.

5. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАМАГНИЧЕННОСТИ В ЛЕНТАХ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Поскольку протекающие при термообработке на воздухе процессы — релаксация внутренних напряжений, взаимодействие поверхности ленты с атмосферным паром и поверхностная кристаллизация — являются диффузионными, помимо длительности изотермической выдержки активность их протекания также связана с температурой изотермической выдержки [111; 116]. При этом весьма важными параметрами являются скорости нагрева и охлаждения. Воздействия двух последних факторов на формирование уровня магнитных свойств после термообработки на воздухе изучены в меньшей степени, а наиболее ярко они проявляются при сравнительно малом уровне внутренних напряжений, поэтому исследовали влияние температуры изотермической выдержки и скорости охлаждения на магнитные свойства и распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов. Так как активность диффузионных процессов возрастает при повышении температуры, а протекают они на всех стадиях термической обработки: при нагреве, изотермической выдержке и охлаждении, вариация скорости охлаждения способствует пониманию роли того или иного механизма в формировании распределения намагниченности и определенного уровня магнитных характеристик.

Исследования проводили на примере лент магнитомягких быстрозакаленных сплавов $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ с положительной магнитострикцией насыщения, обладающих примерно одинаковым уровнем магнитных свойств, но разными значениями температур Кюри и кристаллизации. Это позволило в более широком температурном интервале варьировать степень активности диффузионных процессов [117]. Исследуемые образцы имели форму полос размерами $100 \times 10 \times 0,022$ мм. Термическую обработку образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ осуществляли на воздухе при $360\text{--}430$ °C со скоростью охлаждения около 15 и 40 К/мин. Поскольку уровень магнитных свойств после отжига зависит от распределения намагниченности в исходном состоянии ленты [46; 117], для исследований выбирали образцы с одинаковым распределением намагниченности в исходном (закаленном) состоянии.

На рис. 5.1 показана зависимость максимальной магнитной проницаемости образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от температуры термической обработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью

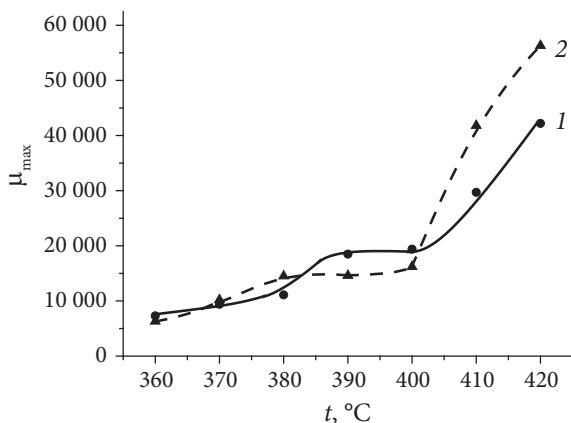


Рис. 5.1. Зависимость максимальной магнитной проницаемости образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от температуры термической обработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 и 40 К/мин.; кривые 1 и 2 соответственно

охлаждения 15 и 40 К/мин. Видно, что увеличение температуры изотермической выдержки способствует повышению максимальной магнитной проницаемости. Тем не менее, на зависимости μ_{\max} от температуры изотермической выдержки наблюдается плато в интервале температур (380–400) °С при охлаждении как со скоростью 15, так и 40 К/мин., т. е. в этом интервале температур максимальная магнитная проницаемость практически не зависит от температуры изотермической выдержки при термообработке на воздухе образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава исследуемого состава.

На рис. 5.2, *а*, *в* и *г* показано влияние температуры изотермической выдержки во время термической обработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. на распределение намагниченности в образцах аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{Si}_9\text{B}_{13}$.

Видно, что характерное нарушение монотонности зависимости относительных объемов доменов с ортогональной ($V_{\text{орт}}$) и планарной намагниченностью, ориентированной вдоль (V_{180}) и поперек (V_{90}) оси ленты от температуры изотермической выдержки наблюдается и в этом случае. Аналогичным образом в данном температурном интервале ведет себя и зависимость степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты, характеризуемая отношением V_{180}/V_{90} (см. рис. 5.2, *б*). Таким образом, зависимость максимальной магнитной проницаемости от температуры изотермической выдержки коррелирует с соответствующим изменением распределения намагниченности в ленте, которое, в свою очередь, определяется диффузионными процессами, протекающими в ленте при термической обработке на воздухе с определенной температурой изотермической выдержки.

Из рис. 5.1 и 5.2 также видно, что повышение скорости охлаждения в разных температурных интервалах приводит к различному характеру влияния термической обработки на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость. Например, в результате повышения скорости охлаждения после термической обработки при 360 °С имеет место уменьшение максимальной магнитной проницаемости, в то время как после термообработки при 420 °С μ_{\max} увеличивается. Полученные результаты укладываются

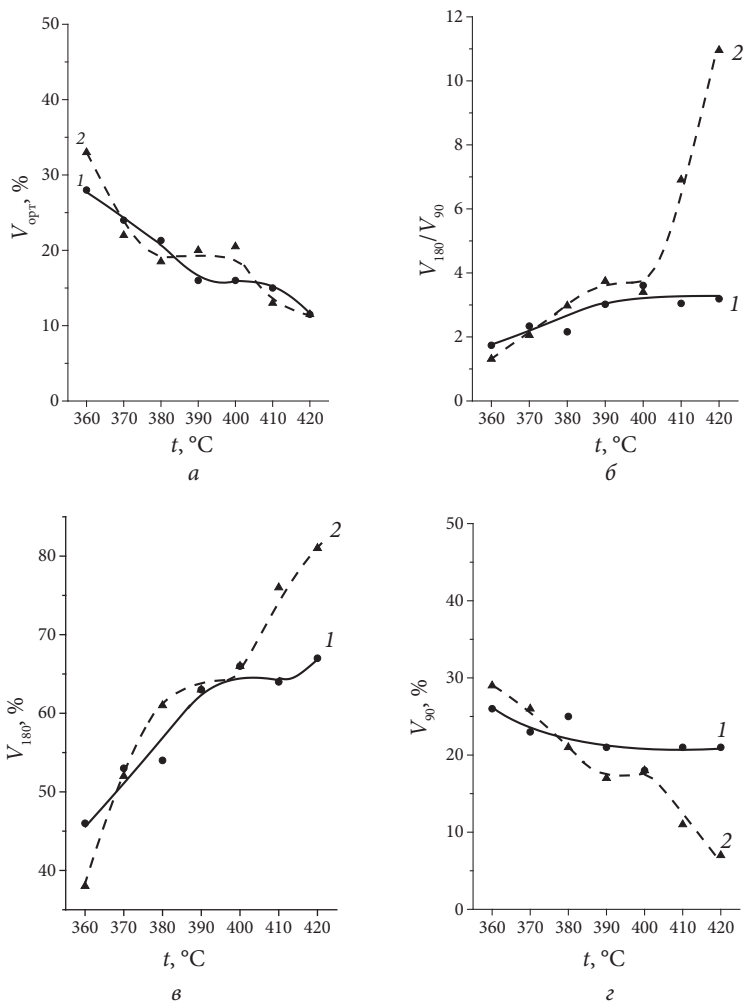


Рис. 5.2. Зависимости относительных объемов доменов с ортогональной (V_{opt}) и планарной намагниченностью, ориентированной вдоль (V_{180}) и поперек (V_{90}) оси ленты, а также отношения V_{180}/V_{90} , характеризующего степень остроты магнитной текстуры в плоскости ленты (а, в, г и б), от температуры термической обработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 и 40 К/мин. (кривые 1 и 2 соответственно) для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

в рамки представлений о взаимодействии поверхности ленты во время термической обработки с находящимися в воздухе водяными парами [46; 84]. Обработка паром при 360 °С также, как и при комнатной температуре, приводит к снижению максимальной магнитной проницаемости и увеличению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты [84; 118; 119]. Это происходит вследствие того, что при 360 °С результирующая намагниченность ориентирована в плоскости ленты вдоль ее оси и повышенная концентрация внедренных в поверхность атомов водорода и кислорода образуется поперек оси ленты, индуцируя при этом псевдоодноосное растяжение. В нашем случае при 360 °С небольшое повышение μ_{\max} и уменьшение относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью по сравнению с исходным состоянием (табл. 5.1) связано с некоторым снижением уровня внутренних закалочных напряжений.

Тем не менее, объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, увеличивается. Поскольку в этом случае сохраняется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты, увеличение значений V_{90} обусловлено псевдоодноосным растяжением поперек ее оси в результате взаимодействия поверхности с находящимися в воздухе водяными парами.

Повышение скорости охлаждения ограничивает протекание диффузионных процессов на данном этапе. Поэтому после термообработки при 360 °С со скоростью охлаждения 40 К/мин. внутренние закалочные напряжения релаксируют в меньшей степени, в результате чего имеют место более высокие значения относительного

Таблица 5.1

Распределение намагниченности и максимальная магнитная проницаемость образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ в закаленном состоянии и после термической обработки со скоростью охлаждения 15 К/мин.

Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
Закаленное	4 100	42	58	20	38	1,9
ТО 420 °С, $\tau = 5$ мин.	42 200	11,5	89	21	67	3,2
ТО 430 °С, $\tau = 1$ мин.	41 000	10,1	90	26	64	2,5

объема доменов с ортогональной намагниченностью (см. рис. 5.2). Распределение намагниченности в плоскости ленты характеризуется большим объемом доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, и меньшим объемом доменов, намагниченность которых ориентирована вдоль ее оси, а также сравнительно меньшей степенью остроты магнитной текстуры. В данном случае это может быть связано с сохранением поперек оси ленты более высокой концентрации внедренных в поверхность атомов в результате ограничения протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения [46; 84; 120]. Совокупность этих факторов и приводит к уменьшению μ_{max} при повышении скорости охлаждения.

При нагревании энергия анизотропии формы убывает быстрее, нежели релаксируют внутренние закалочные напряжения, поэтому при сравнительно высоких температурах имеет место переориентация результирующей намагниченности в плоскости ленты в направлении обусловленных закалкой растягивающих напряжений, т.е. поперек ее оси. Это способствует образованию повышенной концентрации внедренных в поверхность атомов водорода и кислорода вдоль оси ленты, в результате чего в данном направлении после термообработки индуцируется дополнительное растяжение, которое, в свою очередь, вызывает повышение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты и является фактором, приводящим к улучшению магнитных свойств (см. рис. 5.1 и 5.2, табл. 5.1). Увеличение скорости охлаждения в этом случае позволяет сохранить более высокую концентрацию внедренных в поверхность ленты атомов вдоль оси ленты и, следовательно, повысить уровень растягивающих напряжений в указанном направлении, что дает возможность дополнительного улучшения магнитных свойств, например, при 420 °С.

Анализ хода кривой I , представленной на рис. 5.1, показывает, что в интервале температур 360–380 °С имеет место сравнительно слабое увеличение максимальной магнитной проницаемости с ростом температуры. На рис. 5.3, где представлена зависимость максимальной магнитной проницаемости образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от относительной длительно-

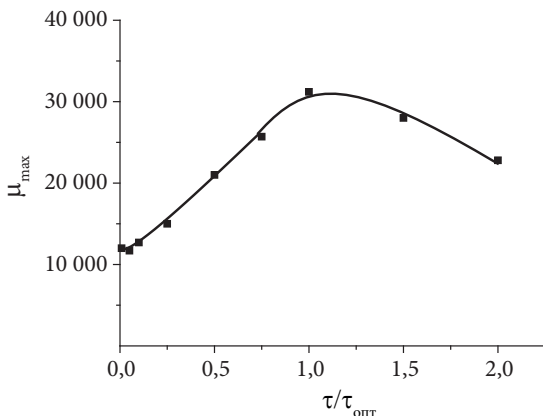


Рис. 5.3. Зависимость максимальной магнитной проницаемости образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от относительной длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 410°C с $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 K/мин.

сти изотермической выдержки ($\tau/\tau_{\text{опт}}$) во время термообработки на воздухе при 410°C с $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 K/мин. , видно, что μ_{max} слабо зависит от относительной длительности изотермической выдержки вплоть до $\tau/\tau_{\text{опт}} \approx 0,1$.

На рис. 5.4 показана зависимость относительной длительности изотермической выдержки при $\tau = 5$ мин. от температуры термообработки на воздухе для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$, рассчитанная с помощью эмпирических формул (4.1) и (4.2) [116].

Видно, что в интервале температур $360\text{--}380^\circ\text{C}$ при $\alpha < 0,07$ верхняя граница интервала соответствует отношению температуры термообработки к температуре кристаллизации $\sim 0,72$, а отношение $\tau/\tau_{\text{опт}}$ составляет менее $0,1$ (рис. 5.5). Следовательно, можно считать, что после термической обработки в этом температурном интервале с длительностью изотермической выдержки 5 мин. сохраняется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты.

Из рис. 5.1 также видно, что в интервале температур $370\text{--}380^\circ\text{C}$ увеличение скорости охлаждения приводит уже не к снижению,

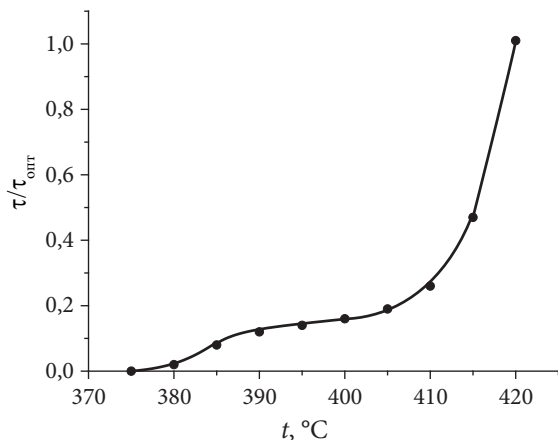


Рис. 5.4. Зависимость относительной длительности изотермической выдержки при $\tau = 5$ мин. от температуры термообработки на воздухе для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

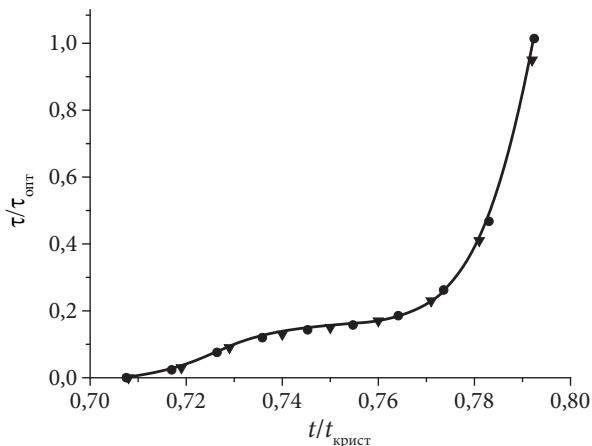


Рис. 5.5. Зависимость относительной длительности изотермической выдержки при $\tau = 5$ мин. от отношения температуры термообработки на воздухе к температуре кристаллизации для образцов аморфных магнитомягких сплавов $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$

а к повышению максимальной магнитной проницаемости. При этом наблюдается некоторое снижение объема доменов с ортогональной намагниченностью. Это может быть следствием воздействия плоских растягивающих напряжений от внедрения водорода и кислорода в поверхностный слой ленты [107; 120; 121] на фоне большей степени релаксации внутренних закалочных напряжений, поскольку ограничение диффузионных процессов на стадии охлаждения способствует сохранению более высокой концентрации внедренных в поверхность атомов. Кроме того, повышенная скорость охлаждения позволяет сохранить и большее различие между концентрациями внедренных в поверхность ленты атомов вдоль и поперек ее оси. В этом случае вдоль оси ленты индуцируются плоские псевдоодноосные растягивающие напряжения более высокого уровня. Вследствие этого снижается относительный объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, повышаются объем доменов с намагниченностью, направленной вдоль ее оси, и степень остроты магнитной текстуры в плоскости ленты (см. рис. 5.2). Таким образом, из результатов, приведенных на рис. 5.1 и 5.2, следует, что температура, при которой начинается процесс переориентации намагниченности во время нагревания, составляет $\sim 370^\circ\text{C}$ при отношении температуры термообработки к температуре Кюри $\sim 0,9$ и спонтанной намагниченности $I = 0,5I_0$.

В интервале $380\text{--}400^\circ\text{C}$ максимальная магнитная проницаемость практически не зависит от температуры изотермической выдержки. Это связано со слабым температурным изменением степени активности диффузионных процессов (коэффициента $\alpha = (0,10 - 0,13) \text{ мин.}^{-1/3}$) при этих температурах [116]. Кроме того, повышение скорости охлаждения приводит к снижению μ_{max} и обусловлено в основном увеличением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, как наиболее сильного фактора, стабилизирующего границы доменов с планарной намагниченностью. Распределение намагниченности в плоскости ленты характеризуется меньшим объемом доменов с намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, и несколько большей степенью остроты магнитной текстуры. Такое изменение максимальной магнитной проницаемости и распределения намагниченности в плоскости

ленты в результате термической обработки в интервале температур изотермической выдержки 380–400 °С связано с воздействием следующих факторов. По-видимому, в этом случае на поверхности ленты уже формируется сплошной аморфно-кристаллический слой, толщина которого меньше оптимальной. Тем не менее, индуцируемые данным слоем в аморфной матрице плоские растягивающие напряжения приводят к дополнительному снижению объема доменов с ортогональной намагниченностью. Ограничение протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения снижает толщину поверхностного аморфно-кристаллического слоя и, следовательно, индуцируемых плоских растягивающих напряжений, поэтому в данном случае наблюдается состояние со сравнительно большими значениями $V_{\text{орт}}$. В результате образования вдоль оси ленты повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода, в этом направлении замедляется скорость кристаллизации, вследствие чего поверхностным аморфно-кристаллическим слоем индуцируются плоские псевдоодноосные растягивающие напряжения поперек оси ленты, которые противодействуют псевдоодноосному растяжению, обусловленному повышенной концентрацией внедренных атомов вдоль ее оси, и уменьшают анизотропию напряжений в плоскости ленты. Увеличение скорости охлаждения препятствует снижению концентрации внедренных в поверхность ленты атомов вдоль ее оси. В данном случае формируется состояние с более высоким уровнем растягивающих напряжений в этом направлении, что способствует снижению объема доменов планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты и повышению степени остроты магнитной текстуры в ее плоскости.

При повышении температуры изотермической выдержки свыше 400 °С имеет место достаточно сильная активация диффузионных процессов. Длительность изотермической выдержки 5 мин. при 420 °С становится оптимальной, что соответствует формированию поверхностного аморфно-кристаллического слоя оптимальной толщины. В интервале температур 400–420 °С повышение максимальной магнитной проницаемости после термообработки на воздухе со скоростью охлаждения 15 К/мин. практически обусловлено уменьшением степени стабилизации границ доменов с планарной

намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью в результате соответствующего уменьшения $V_{\text{орг}}$, которое обусловлено индуцированием плоских растягивающих напряжений в результате взаимодействия поверхности ленты с находящимися в воздухе водяными парами и поверхностной кристаллизацией ленты. Тем не менее, распределение намагниченности в плоскости ленты после термообработок с изотермической выдержкой в этом интервале температур практически одинаково и связано с проявлением двух конкурирующих факторов.

Псевдоодноосное растяжение вдоль оси ленты, обусловленное формированием повышенной концентрации атомов водорода и кислорода, нивелируется соответствующим растяжением в поперечном направлении в результате анизотропной частичной кристаллизации ее поверхности. Кроме того, концентрация внедренных вдоль оси ленты атомов уменьшается на стадии охлаждения, что также влечет за собой некоторое снижение уровня растягивающих напряжений в этом направлении. Повышение скорости охлаждения приводит к увеличению максимальной магнитной проницаемости за счет перераспределения намагниченности в плоскости ленты, поскольку ограничение протекания диффузионных процессов препятствует снижению концентрации внедренных атомов вдоль ее оси и способствует формированию состояния с более высоким уровнем растягивающих напряжений в этом направлении. В результате наблюдается снижение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, повышение объема доменов, намагниченность которых направлена вдоль ее оси, а также степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты.

В табл. 5.1 для сравнения представлены результаты по влиянию термической обработки на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 430 °С с оптимальной длительностью изотермической выдержки 1 мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин. Сравнение с термообработкой при 420 °С с оптимальной длительностью изотермической выдержки 5 мин. показывает, что в данном случае получено состояние с близкими значениями максимальной магнитной проницаемости, тем не менее,

распределение намагниченности в образцах существенно отличается. Несмотря на меньшие значения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, состояние ленты не отличается более высокими значениями максимальной магнитной проницаемости. Причина этого заключается в распределении намагниченности в плоскости ленты, которое характеризуется существенно большими значениями объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты. Поскольку в данном случае термическую обработку проводили при температуре изотермической выдержки выше точки Кюри и высокой степени активности диффузионных процессов ($t/t_{\text{крист}} = 0,81$ и $\alpha = 0,45 \text{ мин.}^{-1/3}$), при 430°C не образуется существенной анизотропии концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода, что приводит к индуцированию преимущественно плоских растягивающих напряжений. Кроме того, во время охлаждения ниже точки Кюри энергия анизотропии формы способствует формированию состояния с результирующей намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты. Поэтому при охлаждении возможно возникновение повышенной концентрации внедренных в поверхность атомов поперек ее оси, что приводит к псевдоодноосному растяжению в этом направлении и увеличению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты.

На рис. 5.6 и в табл. 5.2 приведены сравнительные данные по влиянию скорости охлаждения при термической обработке на воздухе на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах идентичного по свойствам аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$, для которого корреляционная зависимость между $\tau/\tau_{\text{опт}}$ и $t/t_{\text{крист}}$ описывается той же кривой (см. рис. 5.5). Видно, что при практически одинаковых условиях отжига, при которых реализуется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты: сравнительно слабой степени активности диффузионных процессов (α составляет $(0,07-0,13) \text{ мин.}^{-1/3}$) при $t/t_{\text{крист}} = (0,72-0,75)$ и $\tau/\tau_{\text{опт}} < 0,1$ повышение скорости охлаждения приводит к увеличению относительного объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты за счет уменьшения значений V_{90} . Это приводит к повышению максимальной магнитной проницаемости.

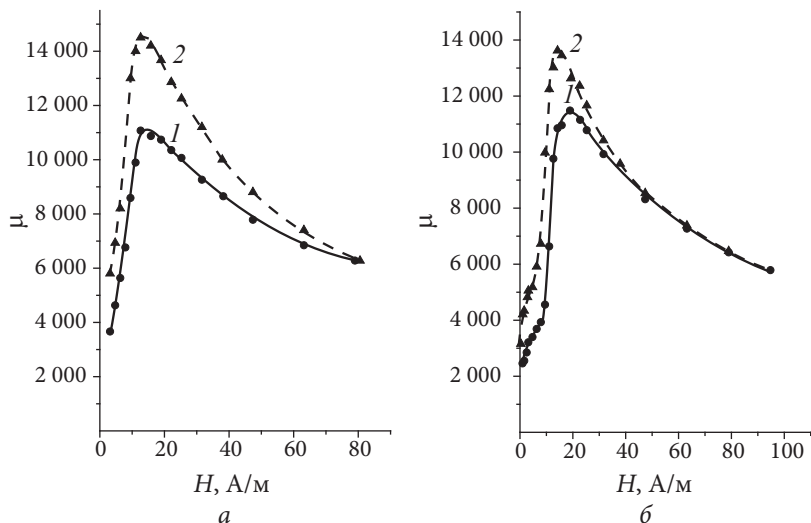


Рис. 5.6. Зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов аморфных магнитомягких сплавов $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после термообработки на воздухе при 380 °С и 350 °С (а и б) с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 и 40 К/мин. (кривые 1 и 2 соответственно)

Таблица 5.2

**Влияние скорости охлаждения при термообработке на воздухе
на распределение намагниченности в образцах аморфных
магнитомягких сплавов $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$**

Сплав	$t_{\text{отж}},$ °С	$\tau,$ мин.	$\nu_{\text{охл}},$ К/мин.	$V_{\text{орт}},$ %	$V_{\text{пл}},$ %	$V_{90},$ %	$V_{180},$ %	α	$t/t_{\text{крст}}$	$\tau/\tau_{\text{опт}}$
$\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$	360	2	15	20,0	80	28,1	52	0,13	0,75	0,07
			40	20,5	80	19,2	60			
$\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$	350	5	15	20,0	80	23,2	57	0,11	0,73	0,10
			40	20,0	80	19,0	61			
$\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{B}_{13}$	380	5	15	21,3	79	25,0	54	0,07	0,72	0,08
			40	18,5	82	21,0	61			

Таким образом, можно заключить, что для материалов с положительной магнитострикцией насыщения повышение скорости охлаждения с 15 до 40 К/мин. при термообработке на воздухе может приводить к улучшению магнитных характеристик. Тем не менее, существуют материалы, например, аморфные сплавы на основе кобальта, обладающие отрицательной магнитострикцией насыщения. Поэтому интересно проследить, как влияет скорость охлаждения на магнитные характеристики аморфного сплава с отрицательной магнитострикцией насыщения. Интересной особенностью аморфного сплава на основе кобальта системы Co–Fe–Ni–Cr–Mn–Si–B (АМАГ172) является возможность получения состояния с разными знаками магнитострикции насыщения с помощью вариации параметров термообработки на воздухе [2; 122–126].

Состояние с разными знаками магнитострикции насыщения получали вариацией длительности изотермической выдержки при 380 °С во время термообработки на воздухе. Из табл. 5.3 видно, что термообработка с длительностью изотермической выдержки 40 мин. формирует состояние с положительной магнитострикцией насыщения. Это следует из того, что преимущественно плоские растягивающие напряжения, индуцированные внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при взаимодействии поверхности ленты с водой, способствуют переориентации намагниченности в плоскость ленты. При термообработке с длительностью изотермической выдержки 10 мин. формируется состояние ленты с отрицательной магнитострикцией насыщения, поскольку после-

Таблица 5.3

Влияние обработки поверхности ленты водой (ОВ) комнатной температуры в течение 15 мин. на магнитные характеристики аморфного сплава Co–Fe–Ni–Cr–Mn–Si–B

Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	$\eta = V_{180}/V_{90}$	Знак λ_s
ТО 380 °С, 40 мин.	250 000	67	29,8	3,2	9,3	$\lambda_s > 0$
ТО + ОВ	350 000	14,5	63	22,2	2,9	
ТО 380 °С, 10 мин.	420 000	7,2	55	38	1,5	$\lambda_s < 0$
ТО + ОВ	430 000	14,0	79	6,6	12,0	

дующая обработка ее поверхности водой приводит к увеличению объема доменов с ортогональной намагниченностью.

В табл. 5.4 представлены результаты влияния скорости охлаждения на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость в состояниях ленты с разными знаками магнитострикции насыщения. Видно, что повышение уровня преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцированных в результате взаимодействия поверхности ленты с атмосферным паром, вследствие ограничения диффузионных процессов на стадии охлаждения оказывает различное влияние на магнитные характеристики в зависимости от знака магнитострикции насыщения. Преимущественно плоские растягивающие напряжения способствуют уменьшению объема доменов с ортогональной намагниченностью в состоянии ленты с $\lambda_s > 0$ и его увеличению в состоянии с $\lambda_s < 0$. На стадии охлаждения при температуре ниже точки Кюри намагниченность ориентирована вдоль оси ленты в ее плоскости, поэтому при взаимодействии с атмосферным паром на этой стадии поперек оси ленты в ее плоскости индуцируются псевдоодноосные растягивающие напряжения, обусловленные повышенной концентрацией внедренных атомов в этом направлении. Повышение скорости охлаждения способствует уменьшению концентрации внедренных в поверхность ленты атомов в этом направлении и, следовательно,

Таблица 5.4

Влияние скорости охлаждения ($v_{\text{охл}}$) при термообработке на магнитные характеристики аморфного сплава Co-Fe-Ni-Cr-Mn-Si-B

$v_{\text{охл}}, \text{ К/мин.}$	μ_{max}	$V_{\text{опт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	η	Знак λ_s
Термообработка при 380 °C с длительностью изотермической выдержки 40 мин.						
15	250 000	10,1	47	43	1,1	$\lambda_s > 0$
40	300 000	8,4	59	32	1,8	
Термообработка при 380 °C с длительностью изотермической выдержки 10 мин.						
15	440 000	6,0	76	18	4,2	$\lambda_s < 0$
40	415 000	7,2	55	38	1,5	

уменьшению величины растягивающих напряжений, что приводит к повышению степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты для состояния с $\lambda_s > 0$ и ее уменьшению в состоянии с $\lambda_s < 0$.

Таким образом, на основании вышеизложенного можно заключить, что зависимость максимальной магнитной проницаемости от температуры изотермической выдержки коррелирует с соответствующим изменением распределения намагниченности в ленте, которое, в свою очередь, определяется диффузионными процессами, протекающими при термической обработке на воздухе с определенной температурой изотермической выдержки. Повышение скорости охлаждения приводит к неоднозначному влиянию на уровень магнитных свойств и распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов и зависит от знака магнитострикции насыщения в ленте. Для состояний ленты с положительной магнитострикцией насыщения оно приводит к улучшению магнитных свойств в том случае, если после термической обработки на воздухе реализуется либо преимущественно аморфное состояние поверхности, либо со сформированным поверхностным аморфно-кристаллическим слоем, толщина которого близка к оптимальной. В состоянии с отрицательной магнитострикцией насыщения повышение скорости охлаждения, как правило, не способствует улучшению магнитных характеристик.

6. ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ ЛЕНТЫ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Взаимодействие поверхности ленты с атмосферным водяным паром при термообработке на воздухе является одним из важных факторов, влияющих на уровень формируемых магнитных свойств. Преимущественно плоские анизотропные напряжения в ленте индуцируются образованием повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода в направлении, перпендикулярном результирующей намагниченности. В работах [46; 84; 107] показано, что одной из физических причин, влияющих на распределение намагниченности в плоскости ленты при термической обработке на воздухе, является анизотропное наводороживание и оксидирование поверхности. Причем, повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода образуется в направлении, перпендикулярном результирующей намагниченности, индуцируя псевдоодноосное растяжение и способствуя переориентации намагниченности в это направление в сплавах с положительной магнитострикцией. Следовательно, эффективность термической обработки связана с распределением намагниченности в исходном состоянии ленты.

Исследование влияния распределения намагниченности в исходном состоянии ленты на эффективность термической обработки

проводили на примере лент магнитомягких быстрозакаленных сплавов $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ с положительной магнитострикцией насыщения. Исследуемые образцы имели форму полос размерами $100 \times 10 \times 0,022$ мм. Для проведения исследований с целью проверки взаимосвязи эффективности термической обработки с распределением намагниченности в исходном состоянии ленты подбор образцов осуществляли тщательным образом. Было подобрано несколько серий образцов:

1. С идентичным распределением намагниченности;
2. Отличающиеся значениями $V_{\text{орт}}$;
3. С одинаковым объемом доменов $V_{\text{орт}}$, отличающиеся распределением намагниченности в плоскости ленты.

Результаты исследования влияния термической обработки на распределение намагниченности в ленте сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ представлены в табл. 6.1–6.3 [84].

Таблица 6.1

**Влияние термической обработки при 380 °С
с длительностью изотермической выдержки 1 мин. 20 с
на распределение намагниченности в ленте сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$
(1-я серия образцов)**

Характеристика	μ_{max}		$V_{\text{орт}}, \%$		$V_{\text{пл}}, \%$	
	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО
1	12 200	27 100	20	15	80	85
2	11 700	26 000	20	15	80	85

Таблица 6.2

**Влияние термической обработки при 380 °С
с длительностью изотермической выдержки 2 мин.
на распределение намагниченности в ленте сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$
(2-я серия образцов)**

Характеристика	μ_{max}		$V_{\text{орт}}, \%$		$V_{\text{пл}}, \%$	
	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО
1	1 700	26 000	20	15	80	85
2	6 600	17 000	30	18	70	82

Таблица 6.3

**Влияние термической обработки при 380 °С
с длительностью изотермической выдержки 2 мин.
на распределение намагниченности в ленте сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$
(3-я серия образцов)**

Характеристика	μ_{\max}		$V_{\text{орт}}, \%$		$V_{\text{пл}}, \%$		$V_{180}, \%$		$V_{90}, \%$	
Состояние ленты	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО	Закаленное	ТО
1	9 100	22 000	22	17	78	83	34	58	44	25
2	8 800	19 000	22	18	78	82	51	52	25	30

Видно, что для образцов первой серии с одинаковыми значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии наблюдаются одинаковые значения $V_{\text{орт}}$ и после термообработки (см. табл. 6.1). Для образцов второй серии наиболее сильное (на 33 %) уменьшение объема доменов с ортогональной намагниченностью и большее увеличение максимальной магнитной проницаемости наблюдается для образцов с большими значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии (см. табл. 6.2).

Влияние термической обработки на распределение намагниченности в образцах третьей серии, имеющих в исходном состоянии одинаковые значения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, но отличающихся распределением намагниченности в плоскости ленты, показано в табл. 6.3.

Видно, что степень улучшения магнитных свойств выше для тех образцов, которые в исходном состоянии имели больший объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты V_{90} . В этом случае после термической обработки наблюдается наиболее сильное уменьшение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты.

Следовательно, распределение намагниченности в исходном состоянии ленты влияет на ее свойства после отжига. Образцы с идентичным распределением намагниченности в исходном состоянии одинаково реагируют на термическую обработку. Для тех образ-

цов, которые в исходном состоянии имели большее значение $V_{\text{орт}}$, наблюдается наиболее сильное уменьшение объема доменов с ортогональной намагниченностью и сопровождается, соответственно, более сильным ростом максимальной магнитной проницаемости. Магнитные свойства образцов после термообработки зависят также и от распределения намагниченности в плоскости ленты. Степень улучшения магнитных свойств выше для образцов со сравнительно большим объемом доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек продольной оси ленты. Полученные результаты находят удовлетворительное объяснение в рамках анизотропного оксидирования и наводороживания поверхности ленты из-за взаимодействия атомов кремния и железа с водяным паром. Возникновение повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов в направлении, перпендикулярном направлению результирующей намагниченности, приводит к псевдоодноосному растяжению вдоль этой оси.

Поскольку относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью в лентах аморфных магнитомягких сплавов является косвенной характеристикой уровня внутренних напряжений, рассмотрим более подробно влияние этого фактора на эффективность термической обработки на воздухе. Для исследований выбирали образцы с одинаковым распределением намагниченности в исходном (закаленном) состоянии. Значения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью ($V_{\text{орт}}$) для трех партий образцов составляли 43, 38 и 28 %.

Основные результаты исследования влияния температуры обработки на распределение намагниченности и магнитные свойства образцов с разными значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (2НСП) с положительной магнитострикцией насыщения представлены на рис. 6.1–6.3 и в табл. 6.4.

На рис. 6.1 показаны зависимости максимальной магнитной проницаемости и относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью образцов исследуемого сплава от температуры термообработки на воздухе с изохронной длительностью изотер-

мической выдержки $\tau = 2$ мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин. Видно, что ход кривых в этом случае аналогичен соответствующей зависимости, полученной для длительностей изотермической выдержки 5 мин. [117], и коррелирует с зависимостью $V_{\text{орт}}$ от температуры изотермической выдержки (рис. 6.1, б). Обращает на себя внимание наличие максимума при 420–430 °С.

При этой же температуре формируется состояние ленты с наименьшими значениями $V_{\text{орт}}$. Результаты исследования показали, что $\tau = 2$ мин. является оптимальной при температурах 420 и 426 °С для образцов с относительным объемом доменов 28 и 38 % в исходном (закаленном) состоянии. В соответствии с формулой, приведенной в работе [116], расчетное значение температуры получения оптимальных свойств для этой длительности изотермической выдержки и значений относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью 28 и 38 % составило 419 и 427 °С. Снижение

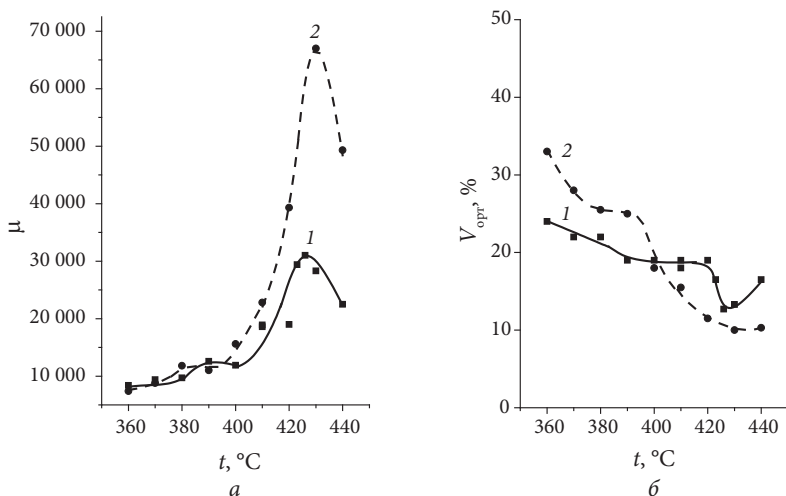


Рис. 6.1. Зависимости максимальной магнитной проницаемости (а) и относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью (б) от температуры термообработки на воздухе с $\tau = 2$ мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин образцов ленты аморфного сплава 2НСР со значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии 28 и 38 % (кривые 2 и 1 соответственно)

максимальной магнитной проницаемости при температурах выше 430 °С сопровождается увеличением значений $V_{\text{орт}}$ и обусловлено влиянием объемной компоненты растягивающих напряжений, индуцируемых поверхностным аморфно-кристаллическим слоем, толщина которого превышает оптимальную.

Из рис. 6.1, *a* видно, что при изотермической выдержке 2 мин. также, как и при $\tau = 5$ мин., на зависимости максимальной магнитной проницаемости от температуры изотермической выдержки наблюдается характерное плато, которое связано с кристаллизацией поверхности ленты [117]. Для образцов с большим значением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью наблюдается сдвиг температуры начала формирования плато в область более высоких температур, что соответствует запаздыванию процессов кристаллизации в этом случае. Запаздывание процессов кристаллизации может быть связано с большей концентрацией внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода в поверхностный слой ленты в результате ее взаимодействия с атмосферным водяным паром в процессе отжига.

На рис. 6.2 показано относительное изменение объема доменов с ортогональной намагниченностью в зависимости от температуры термообработки с изохронной длительностью изотермической выдержки 2 мин. образцов ленты аморфного сплава 2HCP со значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии 28, 38 и 43 %. Видно, что имеет место прямо пропорциональная зависимость степени снижения объема доменов с ортогональной намагниченностью от значения $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии. Наибольшее различие имеет место в аморфном состоянии поверхности и при наличии поверхностного аморфно-кристаллического слоя, толщина которого существенно меньше оптимальной.

Это связано с различием концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода и величиной индуцируемых ими напряжений. Поскольку энергетически выгодно расположение пар немагнитных атомов в направлении, перпендикулярном результирующей намагниченности, большая концентрация внедренных в поверхность ленты во время отжига атомов водорода и кислорода образуется в тех образцах, которые в исходном состоянии

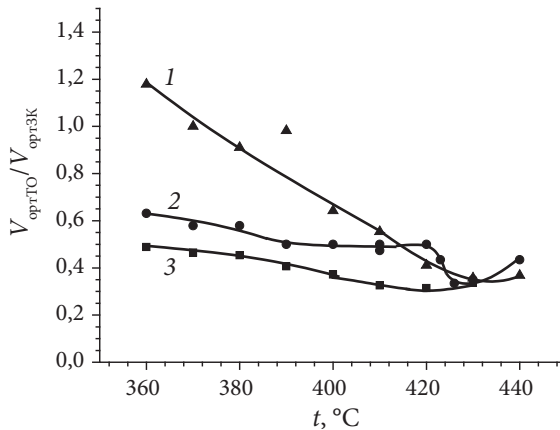


Рис. 6.2. Относительное изменение объема доменов с ортогональной намагниченностью в зависимости от температуры термообработки с изохронной длительностью изотермической выдержки 2 мин. образцов ленты аморфного сплава 2НСП со значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии 28, 38 и 43 %, кривые 1, 2 и 3 соответственно

обладали большим значением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. В этом случае формируется состояние с большим уровнем индуцируемых преимущественно плоских растягивающих напряжений и, следовательно, меньшим значением $V_{\text{орт}}$. Такое влияние наблюдается при температурах ниже точки Кюри. В области температуры Кюри относительное уменьшение объема доменов с ортогональной намагниченностью одинаково и не зависит от значения $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии ленты. В нашем случае этот температурный интервал соответствует также формированию поверхностного аморфно-кристаллического слоя оптимальной толщины. Увеличение $V_{\text{орт}}$ после термообработки при $360\text{ }^\circ\text{C}$ и исходном значении $V_{\text{орт}} = 28\%$ может быть связано с возрастанием роли объемной компоненты остаточных напряжений при их сравнительно слабой релаксации и меньшим уровнем индуцированных плоских напряжений.

Относительное изменение степени остроты магнитной текстуры (V_{180}/V_{90}) в плоскости ленты в зависимости от температуры термообработки с изохронной длительностью изотермической выдержки

2 мин. образцов ленты аморфного сплава 2НСР со значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии 38 и 43 % показано на рис. 6.3. Видно, что при сравнительно низких температурах отжига наблюдается уменьшение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты. В основном оно связано с формированием поверхностного аморфно-кристаллического слоя, толщина которого меньше оптимальной. Поперек оси ленты в ее плоскости в этом случае индуцируется псевдоодноосное растяжение в результате образования меньшей концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода при взаимодействии поверхности с атмосферным водяным паром во время термообработки. Повышение степени остроты магнитной текстуры начинается при $(0,93 - 0,95) I_s$ и обусловлено увеличением роли псевдоодноосного растяжения вдоль оси ленты, индуцируемого внедрением атомов. Наибольшее увеличение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты наблюдается при температуре термообработки $0,98 I_s$. Это может быть следствием индуцируемых напряжений в результате

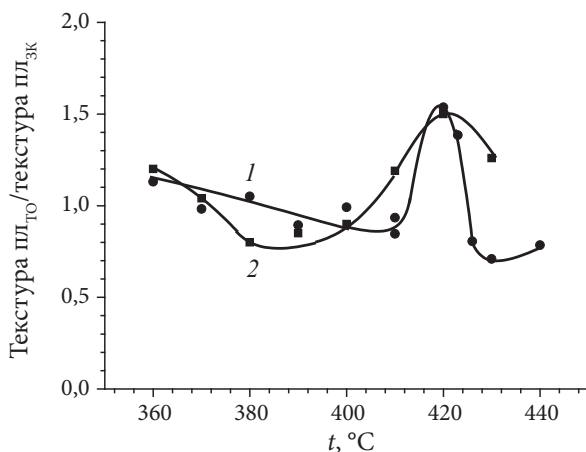


Рис. 6.3. Относительное изменение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты в зависимости от температуры термообработки с изохронной длительностью изотермической выдержки 2 мин. образцов ленты аморфного сплава 2НСР со значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии 38 и 43 %, кривые 1 и 2 соответственно

формирования поверхностного аморфно-кристаллического слоя оптимальной толщины и повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода вдоль оси ленты. Наблюдаемое снижение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты после термообработки при температурах выше 420 °С связано с влиянием объемной компоненты растягивающих напряжений в результате превышения оптимальной толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя и дальнейшей объемной кристаллизацией ленты.

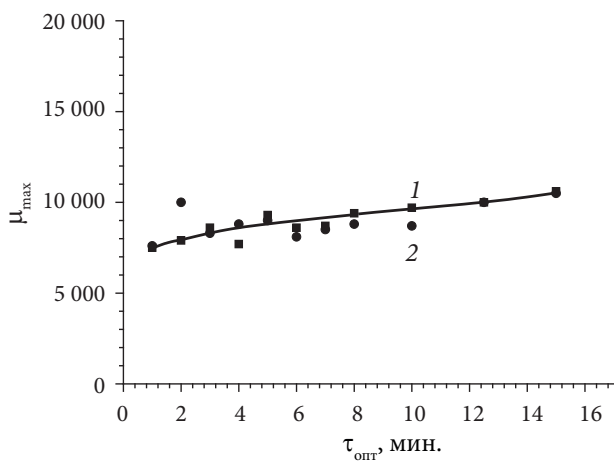
Из рис. 6.2 видно, что в интервале температур 360–390 °С после термической обработки с изотермической длительностью 2 мин. для образцов сплава Fe–Ni–Si–B со значениями $V_{\text{орт}} = 28\%$ не наблюдается уменьшения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Для проверки этого результата исследовали влияние длительности изотермической выдержки при термообработке на воздухе при 360 °С на магнитные свойства образцов, которые в исходном состоянии обладали разными значениями $V_{\text{орт}}$: 28 и 44,5 %. Для исследований выбирали образцы, которые в исходном (закаленном) состоянии обладали одинаковой степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты. Данные по распределению намагниченности в исходном состоянии этих двух серий образцов представлены в табл. 6.4. Основные результаты показаны на рис. 6.4–6.8.

На рис. 6.4, а показана зависимость максимальной магнитной проницаемости образцов Fe–Ni–Si–B от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 360 °С. Видно, что для обеих серий образцов наблюдается возрастание максимальной магнитной проницаемости во всем исследуемом

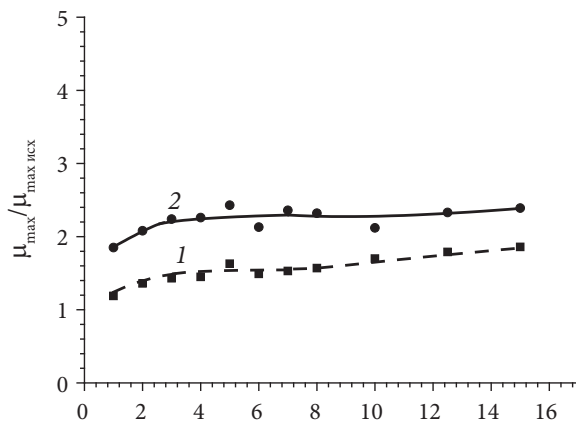
Таблица 6.4

Распределение намагниченности в исходном (закаленном) состоянии образцов Fe–Ni–Si–B, используемых для исследования влияния на магнитные свойства термообработки на воздухе при 360 °С

Серия	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
1	$28,2 \pm 0,2$	$71,8 \pm 0,2$	$47,9 \pm 1,6$	$23,9 \pm 1,6$	$2,0 \pm 0,2$
2	$44,5 \pm 1,9$	$55,5 \pm 1,9$	37 ± 2	$18,3 \pm 1,2$	$2,0 \pm 0,2$



a



б

Рис. 6.4. Зависимость максимальной магнитной проницаемости (*a*) и ее относительного изменения (*б*) образцов Fe–Ni–Si–B со значениями $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии 28 и 44 % (кривые 1 и 2 соответственно) от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 360 °С

интервале длительностей изотермической выдержки. Некоторое исключение составляет точка, соответствующая отжигу образцов с $V_{\text{орт}} = 44,5\%$ с длительностью изотермической выдержки 2 мин. Это связано с тем, что максимальная магнитная проницаемость данного образца в исходном состоянии была 5000, что на 20 % выше, чем у остальных образцов. Тем не менее, имеет место гладкая кривая зависимости относительного изменения максимальной магнитной проницаемости от длительности изотермической выдержки (рис. 6.4, б).

Несколько иной вид имеет зависимость распределения намагниченности в ленте от длительности изотермической выдержки (рис. 6.5–6.8).

Представленная на рис. 6.5 зависимость $V_{\text{орт}}(\tau)$ имеет немонотонный характер: область немонотонного изменения наблюдается лишь в интервале длительностей изотермической выдержки 1–7 мин. Вид полученных зависимостей одинаков для обеих серий образцов. Но для образцов со значением $V_{\text{орт}} = 28\%$ в исходном состоянии минимум сдвинут в область большей длительности выдержки, а при $\tau = 2$ мин. наблюдается максимум. Причем максимальное значение относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью превышает соответствующее значение в исходном состоянии.

Результаты, полученные в настоящем разделе работы, подтверждают соответствующие данные, представленные выше. Прямо пропорциональная зависимость степени снижения объема доменов с ортогональной намагниченностью от значения $V_{\text{орт}}$ в исходном состоянии может быть связана с различием концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода и величиной индуцируемых ими напряжений: большей концентрацией внедренных в поверхность ленты во время отжига атомов водорода и кислорода в образцах с большим значением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном состоянии. Большой уровень индуцируемых преимущественно плоских растягивающих напряжений способствует более сильному уменьшению $V_{\text{орт}}$. Увеличение относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью после термообработки при длительности изотермической выдержки 2 мин. и значении $V_{\text{орт}} = 28\%$ в исходном состоянии может

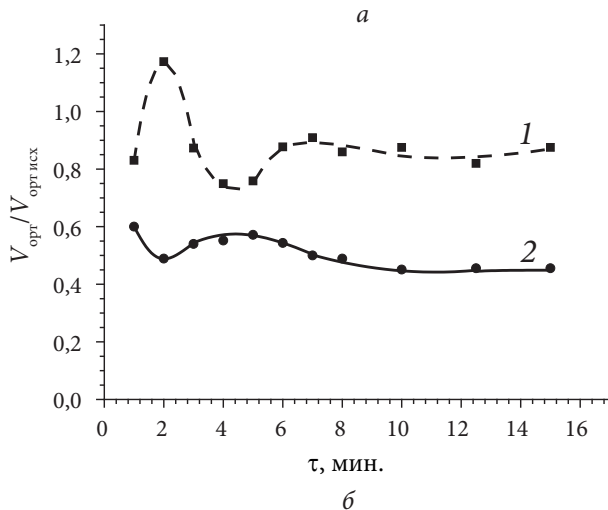
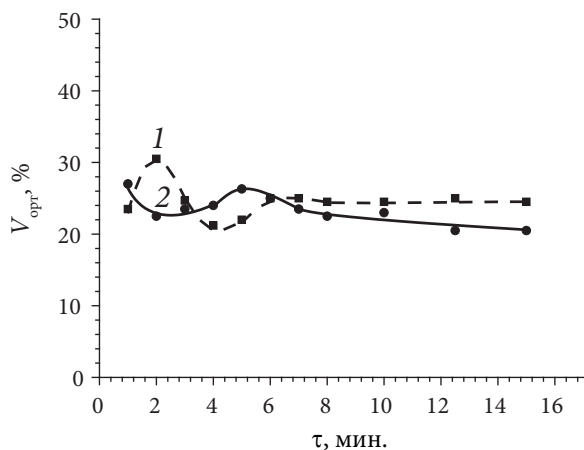


Рис. 6.5. Зависимость объема доменов с ортогональной намагниченностью (а) и его относительного изменения (б) образцов Fe–Ni–Si–В со значениями $V_{орт}$ в исходном состоянии 28 и 44 % (кривые 1 и 2 соответственно) от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 360 °С

быть связано с возникновением плоских сжимающих напряжений, индуцируемых поверхностным слоем ленты вследствие выхода свободного объема в процессе термообработки.

Изменение распределения намагниченности в плоскости ленты в зависимости от длительности изотермической выдержки представлено на рис. 6.6–6.8. Видно, что и в этом случае в интервале длительностей изотермической выдержки вплоть до 7 мин. имеет место немонотонный характер изменения относительных объемов доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль и поперек оси ленты и степени остроты магнитной текстуры. Причем и в этом случае на представленных зависимостях наблюдается сдвиг максимума в область больших длительностей изотермической выдержки для образцов с $V_{\text{орт}} = 44\%$ в исходном состоянии.

Это связано с тем, что уровень внутренних напряжений в исходном состоянии данных образцов выше и для их релаксации требуется больше времени. Одинаковый характер изменения распределения намагниченности в плоскости ленты и близкие значения объемов доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль и поперек оси ленты с t больше 7 мин., позволяют предположить, что в этом случае влияние поверхностного аморфно-кристаллического слоя на распределение намагниченности в ленте является преобладающим.

Тем не менее, преимущественно плоские растягивающие напряжения, индуцированные внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при взаимодействии с атмосферным водяным паром, способствуют дополнительному снижению $V_{\text{орт}}$ после термообработки с длительностью изотермической выдержки, превышающей 7 мин. Формирование состояния с меньшим значением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью в образцах с $V_{\text{орт}} = 44\%$ в исходном состоянии может быть обусловлено большим уровнем индуцированных напряжений внедренными в поверхность ленты атомами из-за большей их концентрации.

Немонотонный характер изменения распределения намагниченности в плоскости ленты наблюдается при длительностях изотермической выдержки менее 7 мин. В этом случае имеет место преиму-

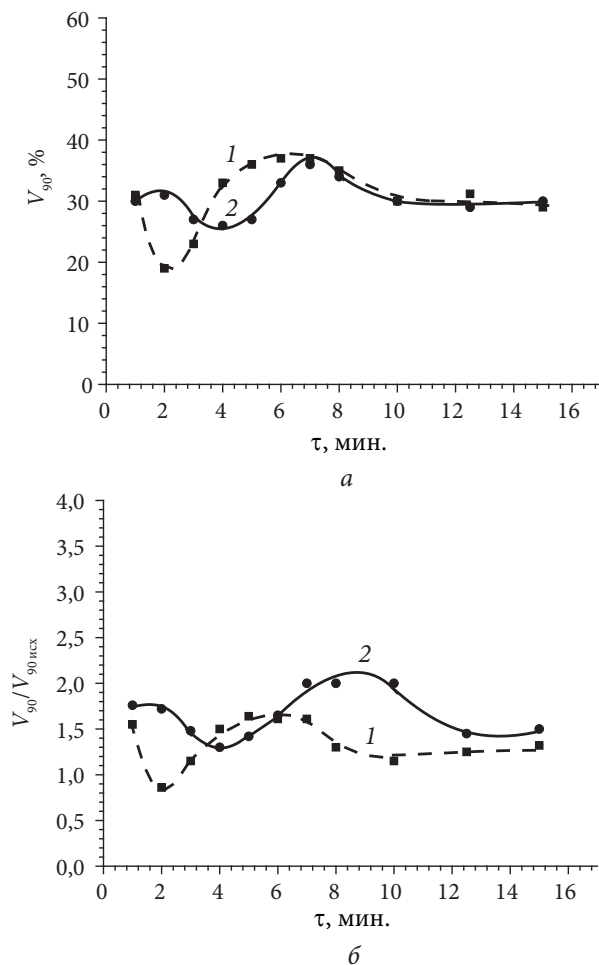


Рис. 6.6. Зависимость объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты (а) и его относительного изменения (б) образцов Fe–Ni–Si–В со значениями $V_{орт}$ в исходном состоянии 28 и 44 % (кривые 1 и 2 соответственно) от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 360 °С

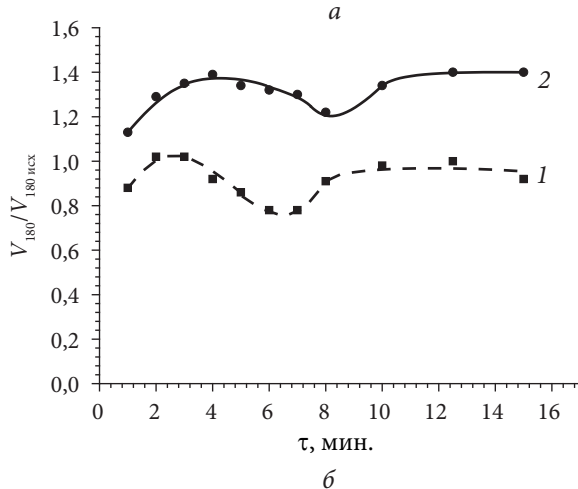
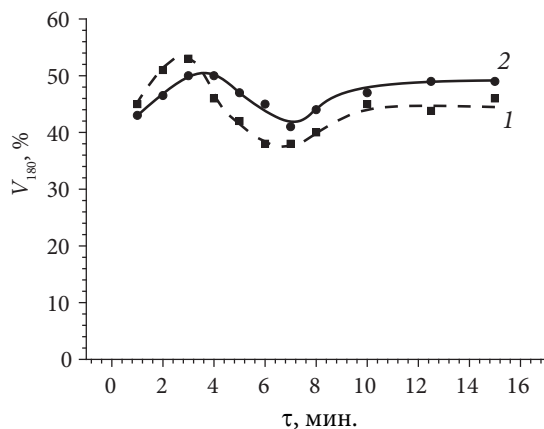


Рис. 6.7. Зависимость объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты (а) и его относительного изменения (б) образцов Fe–Ni–Si–B со значениями $V_{орт}$ в исходном состоянии 28 и 44 % (кривые 1 и 2 соответственно) от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 360 °C

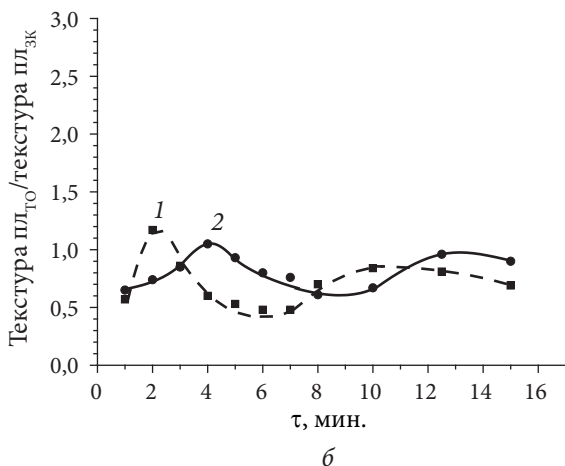
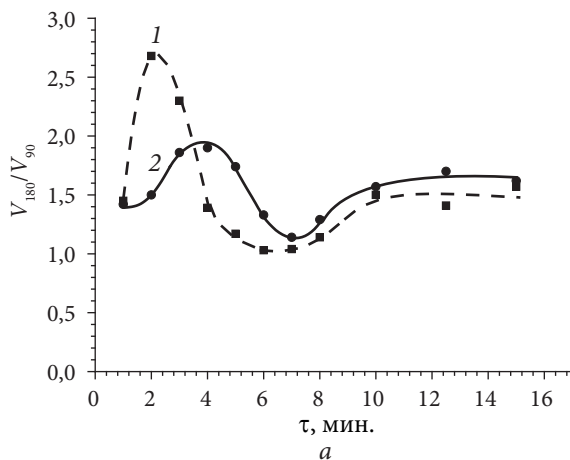


Рис. 6.8. Зависимость остроты магнитной текстуры в плоскости ленты (а) и ее относительного изменения (б) образцов Fe-Ni-Si-B со значениями $V_{орт}$ в исходном состоянии 28 и 44 % (кривые 1 и 2 соответственно) от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 360 °C

существенно аморфное состояние ленты. Немонотонная зависимость обусловлена анизотропными напряжениями, индуцируемыми внедренными в поверхность ленты атомами. При длительности изотермической выдержки 1 мин. обусловленные закалкой внутренние напряжения релаксируют достаточно слабо. При 360 °С энергия анизотропии формы существенна, намагниченность в плоскости ленты ориентирована преимущественно вдоль ее оси. Поэтому повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов создается поперек оси ленты, индуцируя в этом направлении псевдоодноосное растяжение, которое приводит к уменьшению остроты магнитной текстуры. Увеличение длительности изотермической выдержки до 2 мин. способствует большей степени релаксации внутренних напряжений. Процесс индуцирования анизотропных напряжений является динамическим. Переориентация намагниченности поперек оси ленты на начальном этапе изотермической выдержки в последующем приводит к повышению концентрации внедренных атомов водорода и кислорода вдоль оси ленты. Последующая релаксация внутренних напряжений и этот фактор способствуют усилению роли энергии анизотропии формы и повышению степени остроты магнитной текстуры. Максимальная острота магнитной текстуры для образцов с $V_{\text{орт}} = 28 \%$ в исходном состоянии наблюдается при длительности изотермической выдержки 2 мин., а для образцов с $V_{\text{орт}} = 44 \%$ — при $\tau = 4$ мин. Дальнейшее повышение длительности изотермической выдержки снова приводит к повышению концентрации внедренных атомов поперек оси ленты и уменьшению остроты магнитной текстуры в плоскости ленты.

Увеличение длительности изотермической выдержки более 7 мин. приводит к анизотропной кристаллизации поверхности. Поскольку повышенная концентрация внедренных атомов образовалась поперек оси ленты, скорость кристаллизации вдоль ее оси становится выше. Индуцируемые анизотропной кристаллизацией растягивающие напряжения вдоль оси ленты способствуют повышению остроты магнитной текстуры в плоскости ленты.

7. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОПТИМИЗАЦИИ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ И ПОВЫШЕНИЯ ИХ ОДНОРОДНОСТИ С ПОМОЩЬЮ ЭМПИРИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ

В закаленном состоянии ленты аморфных магнитомягких сплавов обладают существенной неоднородностью магнитных свойств и высоким уровнем обусловленных закалкой внутренних напряжений. Косвенной характеристикой уровня закалочных напряжений является объем доменов с ортогональной намагниченностью ($V_{\text{орт}}$), поскольку преобладающее влияние энергии внутренних напряжений над энергией анизотропии формы приводит к переориентации намагниченности в направление, перпендикулярное плоскости ленты. Неоднородность магнитных свойств сохраняется и после термической обработки ленты по режиму с одинаковой длительностью изотермической выдержки [46; 84].

Изучение возможности повышения уровня и однородности магнитных свойств в результате термической обработки на воздухе для лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа показало, что зависящая от температуры обработки оптимальная длительность изотермической выдержки τ связана с объемом доменов с ортогональной намагниченностью $V_{\text{орт}}$ в исходном (закаленном) состоянии ленты уравнением (4.1). Эмпирическая зависимость от температуры коэффициента α , характеризующего степень активности диффузионных процессов, в интервале значений отношения

температуры термической обработки к температуре кристаллизации сплава ($x = t_{\text{ТО}}/t_{\text{крист}}$) 0,73–0,79 удовлетворительно описывается уравнением (4.2) [116; 117].

Возможность повышения степени однородности магнитных свойств оптимизацией температуры и длительности изотермической выдержки при термообработке на воздухе исследовали на примере лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа Fe–Ni–Si–B и кобальта Co–Fe–Ni–Cr–Si–B (АМАГ172 и АМАГ170). Исследования проводили на образцах в форме торов и полос.

Результаты исследования возможности улучшения однородности свойств в лентах с разным состоянием поверхности с помощью эмпирических уравнений 4.1 и 4.2 для сплава Fe–Ni–Si–B представлены в табл. 7.1.

Рассчитанная с помощью эмпирических уравнений оптимальная температура изотермической выдержки при $\tau = 2$ мин. составила 419 и 423 °С для образцов ленты исследуемого сплава со значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью 28 и 38 %. Из табл. 7.1. видно, что в результате таких обработок получено состояние образцов, максимальная магнитная проницаемость которых одинакова в пределах погрешности измерений. В этом случае идентичным является и распределение намагниченности в ленте.

Результаты по влиянию на распределение намагниченности и магнитную проницаемость термической обработки на воздухе образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта Co–Fe–Ni–Cr–Si–B в форме полос и торов представлены в табл. 7.2 и 7.3.

Для образцов со значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью 35 и 8,2 % расчетная длительность изотермической выдержки составила 13 мин. при 400 °С и 30 с при 380 °С. Фактическая длительность изотермической выдержки для образцов со значениями объема доменов с ортогональной намагниченностью была 40 с.

Таблица 7.1

Магнитные характеристики образцов ленты 2НСР в исходном (закаленном) состоянии и после термообработки на воздухе с длительностью изотермической выдержки 2 мин.

Состояние ленты	$t_{\text{ТО}}, ^\circ\text{C}$	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
Закаленное	–	8 000	28,5	71,5	47	25
ТО	419	29 100	14	86	55	31
Закаленное	–	4 300	38	62	35	27
ТО	423	29 400	16	84	54	30

Таблица 7.2

Магнитные характеристики образцов ленты АМАГ172 в исходном (закаленном) состоянии и после термообработки на воздухе

Серия	Состояние ленты	$t_{\text{ТО}}, ^\circ\text{C}$	τ	μ_0	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
I	Закаленное	–	–	13 000	32 000	35	30	35
	ТО	400	13 мин	48 000	860 000	4,6	84	11
II	Закаленное	–	–	5 000	144 000	8,2	77	15
	ТО	380	40 с	36 000	810 000	5,6	82	12

Из табл. 7.2 видно, что в результате отжига получено состояние образцов с высокими значениями максимальной и начальной магнитной проницаемости. Различие значений μ_{max} в этом случае составило около 6 %. Причем оно может быть связано с формированием поверхностного аморфно-кристаллического слоя, толщина которого несколько превышает оптимальную из-за соответствующего превышения во время термообработки расчетной длительности изотермической выдержки.

Для образцов ленты АМАГ170 со значениями $V_{\text{орт}}$ 13 и 14 % термообработка при 380 °С с оптимальной длительностью изотермической выдержки 2 мин. и 2 мин. 20 с, рассчитанной с помощью уравнений 4.1 и 4.2, позволила получить состояния образцов с идентичным распределением намагниченности и значениями

максимальной магнитной проницаемости, отличающимися на 1,5 %, что находится в пределах погрешности измерений (см. табл. 7.3).

Исследование возможности улучшения однородности свойств в лентах с разным состоянием поверхности и расширением области применения эмпирических уравнений 4.1 и 4.2 (вариацией x и α) показало, что для образцов после термической обработки, формирующей в ленте поверхностный аморфно-кристаллический слой, толщина которого превышает оптимальную, удается получить состояние с практически одинаковым распределением намагниченности и значениями максимальной магнитной проницаемости, отличающимися на 5,5 % (табл. 7.3, строки 5–8).

Таблица 7.3

Магнитные характеристики образцов ленты АМАГ170 в исходном (закаленном) состоянии и после термообработки на воздухе при 380 °С

Состояние ленты	τ	μ_{\max}	$V_{\text{опт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
Закаленное	–	26 600	13	87	64	23
ТО	2 мин.	640 000	6,7	93,3	84,8	8,5
Закаленное	–	25 300	14	86	69	17
ТО	2 мин. 20 с	630 000	6,7	93,3	85	8
Закаленное	–	25 200	14	86	68	18
ТО	7 мин. 50 с	570 000	9,5	90,5	69	22
Закаленное	–	32 000	15	85	64	21
ТО	9 мин. 40 с	540 000	10	90	70	20

8. МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО МАГНИТОМЯГКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ

Ленты аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта используются в магнитном экранировании. Вследствие низких значений магнитострикции насыщения даже в закаленном состоянии они обладают высокими значениями максимальной магнитной проницаемости по сравнению с лентами аморфных сплавов на основе железа. Для выявления физических причин влияния термической обработки на распределение намагниченности и магнитные свойства аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта необходимо исследовать влияние напряжений, индуцированных поверхностным слоем ленты в результате внедрения атомов водорода и кислорода в ее поверхность при взаимодействии с водяным паром, а также поверхностной кристаллизацией ленты. Поэтому исследовали влияние термической обработки на воздухе, формирующей различные состояния ленты, и обработки паром при комнатной температуре на магнитные свойства и распределение намагниченности в ленте сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B с близкой к нулю магнитострикцией насыщения ($0,1 \cdot 10^{-6}$) [123].

Исследования проводили на образцах в форме полос размерами $120 \times 10 \times 0,025$ мм. Обработку паром осуществляли при комнатной температуре, выдерживая образцы в зоне пара в течение 10 мин.,

температура пара в зоне нахождения образцов составляла 95 °С [1; 21]. С целью снижения уровня внутренних закалочных напряжений образцы исследуемого сплава отжигали на воздухе при 380 °С, оптимальная длительность изотермической выдержки при этой температуре составляла 2 мин. Для проведения исследований использовали образцы в разных исходных состояниях:

- закаленном (состоянии поставки);
- после термообработки на воздухе с длительностью изотермической выдержки (τ) ниже оптимальной;
- после термической обработки на воздухе по оптимальному режиму (с поверхностным аморфно-кристаллическим слоем оптимальной толщины);
- после термообработки на воздухе с длительностью изотермической выдержки, превышающей оптимальную (толщина поверхностного аморфно-кристаллического слоя существенно превышала оптимальную).

Поскольку вопрос, касающийся временной стабильности магнитных характеристик, является одним из наиболее важных при эксплуатации изделий из аморфных магнитомягких сплавов, изучали временную стабильность уровня магнитных свойств и распределения намагниченности.

Основные результаты исследования представлены на рисунках и в таблицах. Максимальная магнитная проницаемость исследуемых образцов в закалённом состоянии составляла около 30 000 (рис. 8.1), относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью — 15 %, объем доменов с планарной намагниченностью ($V_{\text{пл}}$), ориентированной вдоль (V_{180}) и поперек (V_{90}) оси ленты, 74 и 11 % соответственно. Обработка паром поверхности ленты в закаленном состоянии практически не оказывает влияния на распределение намагниченности (табл. 8.1) и максимальную магнитную проницаемость, поскольку в этом случае уровень напряжений, индуцируемых внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода, меньше уровня внутренних закалочных напряжений.

Влияние термообработки на воздухе при 380 °С на магнитную проницаемость образцов сплава Co–Fe–Ni–Cr–Mn–Si–B показано на рис. 8.2. В этом случае длительность изотермической выдержки

составляла 40 мин., т. е. существенно превышала оптимальную. Видно, что термическая обработка в этом случае способствует повышению максимальной магнитной проницаемости, несколько уменьшаются значения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, уменьшается степень остроты магнитной текстуры в плоскости ленты, характеризуемая отношением V_{180}/V_{90} (табл. 8.2).

Обработка поверхности ленты паром через 40 дней после отжига приводит к повышению максимальной магнитной проницаемости (рис. 8.3). Это является следствием уменьшения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью (см. табл. 8.1) в результате действия преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцированных внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при взаимодействии поверхности ленты с водяным паром. Следовательно, в этом случае после термической обработки в ленте исследуемого сплава формируется состояние с положительной магнитострикцией.

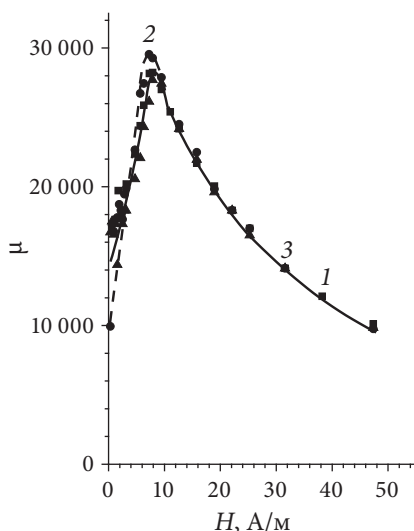


Рис. 8.1. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co-Fe-Ni-Cr-Mn-Si-B в исходном закаленном состоянии, после обработки паром сразу и через 2 дня (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

Таблица 8.1

**Влияние обработки паром на распределение намагниченности
в образцах ленты Co–Fe–Ni–Cr–Mn–Si–В в исходном (закаленном)
состоянии и после термообработки на воздухе при 380 °С**

Состояние ленты	$V_{орт},$ %	$V_{180},$ %	$V_{90},$ %	$V_{180}/$ V_{90}
<i>Состояние поставки</i>				
Исходное (закаленное)	15,0	74	11,4	6,4
Непосредственно после обработки паром	15,0	78	6,7	11,7
Через 3 дня после обработки паром	15,0	73	11,8	6,2
<i>ТО с длительностью изотермической выдержки τ, существенно превышающей оптимальную</i>				
Исходное (через 40 дней после ТО)	67	20	13	1,6
Сразу после обработки паром	11,5	73	15	4,9
Через 2 дня после обработки паром	15,0	64	21	3,0
Через 9,5 месяцев после обработки паром	5,2	84	11	7,4
<i>ТО с оптимальной длительностью изотермической выдержки</i>				
ТО	8,8	70	21	3,3
Непосредственно после обработки паром	11,0	74	14,9	5,0
Через 2 дня после обработки паром	8,8	76	15,2	5,0
Через 10,5 месяцев после обработки паром	1,5	94	4,7	19,8
<i>ТО с длительностью изотермической выдержки τ ниже оптимальной</i>				
ТО	6,2	71	22,6	3,1
Непосредственно после обработки паром	7,5	89	3,4	26
Через 2 дня после обработки паром	7,0	81	12	6,8

Причина увеличения максимальной магнитной проницаемости и сдвига максимума на зависимости магнитной проницаемости от поля в область более слабых полей после обработки поверхности ленты паром заключается в том, что внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода индуцируются преимущественно плоские растягивающие напряжения. Они способствуют уменьшению $V_{орт}$, а преобладающее влияние энергии анизотропии формы приводит к повышению относительного объема доменов

с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты. Ослабление степени стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью способствует достижению максимальной магнитной проницаемости в области более слабых полей.

Из табл. 8.1 видно, что через 2 дня имеет место некоторое снижение эффекта обработки поверхности ленты паром вследствие увеличения объема доменов с ортогональной намагниченностью. Это происходит в результате частичного выхода внедренных атомов с поверхности ленты и снижения уровня индуцируемых ими преимущественно плоских растягивающих напряжений, аналогично тому, как это имело место в результате электролитического оксидирования и наводороживания ее поверхности [1; 20].

Другим фактором, оказывающим влияние на снижение максимальной магнитной проницаемости в результате взаимодействия

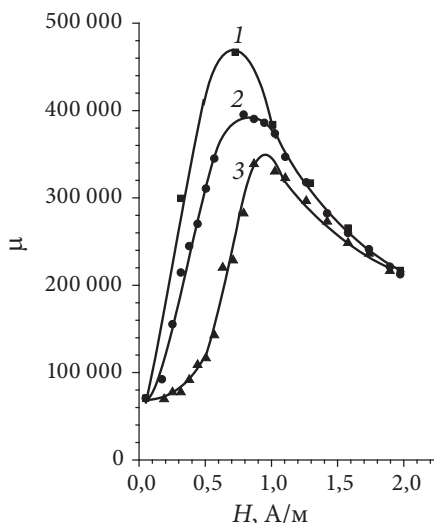


Рис. 8.2. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки, существенно превышающей оптимальную, непосредственно после термообработки, через 14 и 40 дней (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

поверхности ленты с водяным паром, является перераспределение намагниченности в плоскости ленты: наблюдается увеличение относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек ее оси, и уменьшение степени остроты магнитной текстуры. Причиной этого являются плоские анизотропные растягивающие напряжения, индуцируемые в матрице внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода. Поскольку результирующая намагниченность в плоскости ленты ориентирована вдоль ее оси (см. табл. 8.2), повышенная концентрация внедренных в поверхность атомов создается поперек оси ленты, индуцируя в этом направлении псевдоодноосное растяжение.

Исследование временной стабильности магнитных свойств ленты показало, что после термической обработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки, существенно превышающей оптимальную, имеет место достаточно сильное изме-

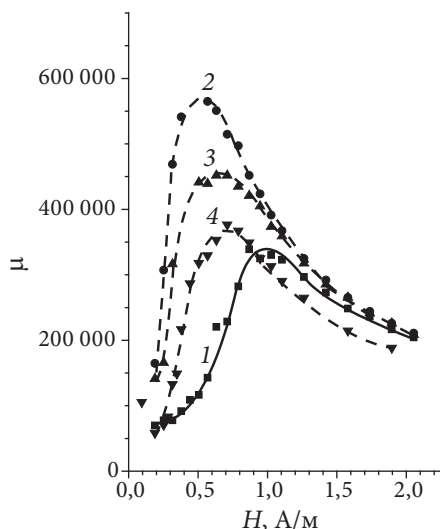


Рис. 8.3. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B после термообработки на воздухе при 380 °С с τ , существенно превышающей оптимальную (кривая 1), после обработки паром сразу, через 2 дня и 9,5 месяцев (кривые 2, 3 и 4 соответственно)

нение максимальной магнитной проницаемости с течением времени (см. рис. 8.2). Через 14 дней после термообработки снижение μ_{\max} составило 17 %, через 40 дней — 34 %. Такое изменение максимальной магнитной проницаемости является следствием перераспределения намагниченности в ленте. Из табл. 8.2 видно, что в течение 40 дней относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью увеличился с 11,5 до 67 % за счет соответствующего уменьшения относительного объема доменов с планарной намагниченностью. Перераспределение намагниченности в ленте с течением времени связано с протеканием диффузионных процессов при комнатной температуре, которое приводит к дальнейшей кристаллизации поверхности ленты. Увеличение толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя способствует повышению роли объемной компоненты растягивающих напряжений и усиления ее влияния на распределение намагниченности в ленте: росту объема доменов с ортогональной намагниченностью. Усиление степени стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами

Таблица 8.2

**Изменение распределения намагниченности
с течением времени в образцах ленты Co–Fe–Ni–Cr–Mn–Si–B
после термообработки на воздухе при 380 °C**

Состояние ленты	$V_{\text{орт}},$ %	$V_{180},$ %	$V_{90},$ %	$V_{180}/$ V_{90}
ТО с τ , существенно превышающей оптимальную	11,5	51	37	1,4
Через 14 дней после ТО	22,5	45	33	1,4
Через 40 дней после ТО	67	20	13	1,6
ТО с τ , превышающей оптимальную	11,0	69	20	3,5
Через 20 дней после ТО	13,5	61	26	2,4
Через 40 дней после ТО	15,0	68	17	4,0
Через 10 месяцев после ТО	2	98	0	
ТО с τ , ниже оптимальной	7,7	84	8,4	10,0
Через 30 дней после ТО	8,8	70	21	3,3
Через 10,5 месяцев после ТО	1,5	98	0	-

с ортогональной намагниченностью является основной причиной уменьшения значений максимальной магнитной проницаемости и сдвига максимума на зависимости магнитной проницаемости от поля в область больших полей.

Термическая обработка на воздухе ленты исследуемого сплава при 380 °С с длительностью изотермической выдержки, превышающей оптимальную (8 мин.), способствует формированию состояния с поверхностным аморфно-кристаллическим слоем, толщина которого также превышает оптимальную. Из табл. 8.1 видно, что в этом случае непосредственно после термообработки значение относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью практически такое же, как и после термообработки с длительностью изотермической выдержки, существенно превышающей оптимальную. На протяжении 40 дней качественно аналогично изменяются максимальная магнитная проницаемость и значения $V_{\text{орт}}$ (рис. 8.4, табл. 8.1).

Сравнение кривых I , представленных на рис. 8.2, 8.4, 8.5, 8.6 и 8.7, показывает, что наибольшие значения максимальной магнитной проницаемости наблюдаются в образцах после термообработки с оптимальной длительностью изотермической выдержки. Причем имеет место гораздо лучшая временная стабильность максимальной магнитной проницаемости: на протяжении 30 дней ее значения уменьшились лишь на 4 %.

Обработка образцов паром в этом случае приводит не к снижению, а к повышению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Внедренные в поверхность ленты атомы водорода и кислорода в результате взаимодействия с водяным паром индуцируют плоские растягивающие напряжения. Переориентация намагниченности в направление, перпендикулярное растяжению, возможна в случае состояния с отрицательной магнитострикцией. На основании этого можно заключить, что в результате термической обработки с оптимальной длительностью изотермической выдержки в ленте формируется состояние с отрицательной магнитострикцией. Из табл. 8.2 видно, что в этом случае также имеет место перераспределение намагниченности в плоскости ленты: увеличивается V_{180} и уменьшается V_{90} , повышая степень остроты магнитной текстуры

в плоскости ленты. Причиной этого являются псевдоодноосные растягивающие напряжения, ориентированные поперек оси ленты, индуцированные внедренными в плоскость ленты атомами водорода и кислорода при ее взаимодействии с водяным паром. В этом случае отрицательная магнестрикция способствует переориентации намагниченности в направление, перпендикулярное растяжению, т. е. вдоль оси ленты. Непосредственно после обработки ленты паром наблюдается некоторое уменьшение μ_{\max} и сдвиг максимума на зависимости магнитной проницаемости от поля в область больших полей. Это связано с усилением стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью. Уменьшение концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода в течение 2 дней приводит к снижению величины плоских растягивающих напряжений и способствует соответствующему уменьшению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью.

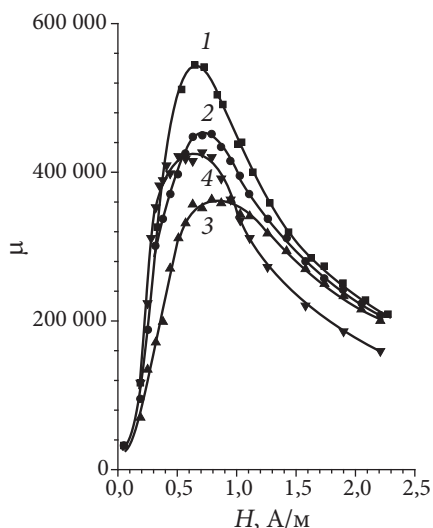


Рис. 8.4. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки, превышающей оптимальную, непосредственно после термообработки (кривая 1), через 20, 40 дней и 10 месяцев (кривые 2, 3 и 4 соответственно)

Из табл. 8.1 видно, что на протяжении 40 дней наблюдается увеличение $V_{\text{орт}}$. Это может быть связано с увеличением в пределах оптимальной толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя, которое влечет за собой увеличение преимущественно плоских растягивающих напряжений. При отрицательной магнитострикции такие напряжения способствуют переориентации намагниченности в направлении, перпендикулярное плоскости ленты. Снижение остроты магнитной текстуры в плоскости ленты может быть обусловлено индуцированием псевдоодноосного растяжения вдоль оси ленты в результате анизотропной кристаллизации поверхности. На стадии охлаждения при температурах ниже точки Кюри под действием энергии анизотропии формы результирующая намагниченность ориентируется вдоль оси ленты. Поэтому взаимодействие поверхности ленты с атмосферным паром приводит к образованию повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода поперек ее оси [127], ингибируя в этом

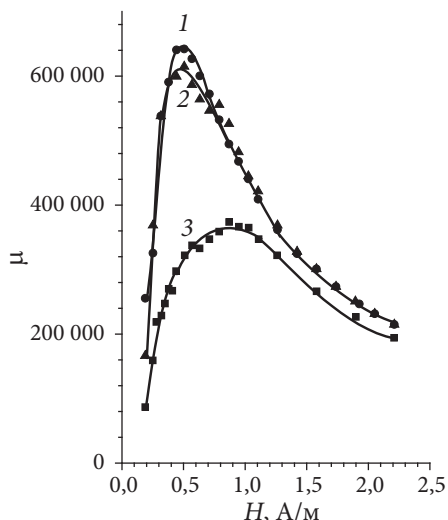


Рис. 8.5. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–В после термообработки на воздухе при 380 °С с оптимальной τ непосредственно после термообработки, через 30 дней и 10,5 месяцев (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

направлении поверхностную кристаллизацию. Преобладание скорости поверхностной кристаллизации вдоль оси ленты индуцирует в данном направлении псевдоодноосное растяжение, которое в нашем случае способствует переориентации намагниченности поперек оси ленты в ее плоскости.

С целью выявления связи структурного состояния ленты со знаком магнитострикции проводили термическую обработку образцов с длительностью изотермической выдержки ниже оптимальной (1 мин.). В результате такой обработки достигаются существенно меньшие значения максимальной магнитной проницаемости (ср. рис. 8.5 и 8.7), так как имеет место преимущественно аморфное состояние поверхности. Как и в случае термообработки с оптимальной длительностью изотермической выдержки, обработка ленты паром, индуцирующая преимущественно плоские растягивающие напряжения, приводит к увеличению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Псевдоодноосное растяжение

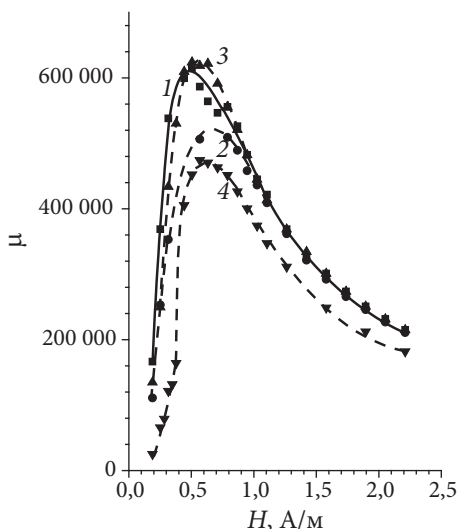


Рис. 8.6. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B после термообработки на воздухе при 380 °С с оптимальной длительностью изотермической выдержки (кривая 1), после обработки паром сразу, через 2 дня и 10,5 месяцев (кривые 2, 3 и 4 соответственно)

в плоскости ленты поперек ее оси способствует увеличению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты. Частичный выход внедренных при взаимодействии с паром в поверхность ленты атомов водорода и кислорода способствует снижению величины растягивающих напряжений. В результате этого наблюдается уменьшение $V_{\text{орт}}$ и V_{180} . Следовательно, и в данном случае формируется состояние ленты с отрицательной магнитострикцией.

Исследование изменения магнитной проницаемости и распределения намагниченности с течением времени выявило интересные особенности: через 10,5 месяцев во всех случаях наблюдается уменьшение относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Например, для образцов, прошедших термическую обработку с длительностью изотермической выдержки, превышающей оптимальную, $V_{\text{орт}}$ уменьшается до 2 % (см. табл. 8.1). В плоскости ленты формируется состояние, при котором практически отсутст-

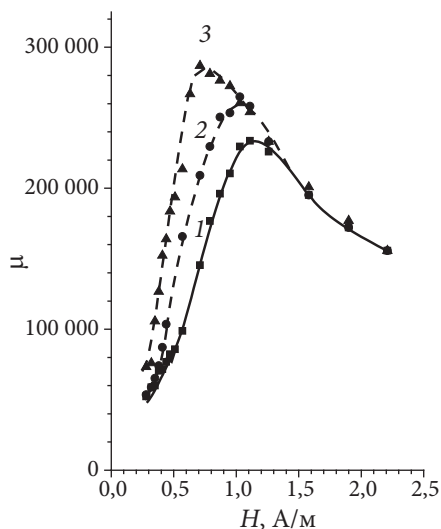


Рис. 8.7. Зависимость магнитной проницаемости от поля для образцов сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки ниже оптимальной (кривая 1), непосредственно после обработки паром и через 2 дня (кривые 2 и 3 соответственно)

вуют домены с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты. Эти факторы способствуют некоторому повышению максимальной магнитной проницаемости по сравнению с ее значением через 40 дней после отжига (см. рис. 8.4). Протекающие при комнатной температуре диффузионные процессы, активизированные термической обработкой, способствуют дальнейшей кристаллизации, повышая роль объемной компоненты растягивающих напряжений, которая при положительной магнитострикции должна способствовать дальнейшему увеличению $V_{\text{орт}}$. Переориентация намагниченности в плоскость ленты возможна в том случае, если лента обладает отрицательной магнитострикцией. Отсюда следует, что с изменением структурного состояния ленты в сплаве возможно изменение знака магнитострикции. Учитывая, что в ленте с малой и высокой степенью кристалличности формируется состояние с отрицательной магнитострикцией, можно заключить, что полученное нами промежуточное состояние с положительной магнитострикцией является метастабильным.

Аналогичные результаты получены для образцов, которые после термообработки с длительностью изотермической выдержки, существенно превышающей оптимальную, были обработаны паром. На протяжении 9,5 месяцев произошло уменьшение $V_{\text{орт}}$ до 5,2 % при повышении остроты магнитной текстуры в плоскости ленты. Тем не менее, наблюдается некоторое снижение максимальной магнитной проницаемости (см. рис. 8.3) на фоне повышения общего уровня внутренних напряжений в объеме ленты. В образцах, прошедших термообработку с оптимальной длительностью изотермической выдержки на протяжении 10,5 месяцев также имеет место немонотонная зависимость $V_{\text{орт}}$ с течением времени. В данном случае через 10,5 месяцев формируется состояние со значениями $V_{\text{орт}}$ 1,5 % и высокой степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты (см. табл. 8.1 и 8.2). Это также может быть связано с протеканием процессов кристаллизации, повышающих уровень внутренних напряжений в ленте, и усилением роли объемной компоненты растягивающих напряжений. Переход от состояния с малой степенью кристалличности к состоянию с высокой степенью кристалличности, по-видимому, сопровождается изменением знака

магнитострикции с отрицательного на положительный в промежуточном состоянии.

В работе [2] при исследовании аморфных сплавов на основе кобальта для одного из сплавов системы Co–Fe–Ni–Cr–Si–B была обнаружена «экстремальная зависимость магнитострикции λ_s от температуры отжига с двойным переходом ее через ноль в области низких и высоких температур», оказывающая влияние на формирование магнитных свойств при термообработке. Поскольку формирование структурного состояния зависит не только от температуры отжига, но и других параметров термической обработки, вывод о существовании температурного интервала, в котором происходит изменение знака магнитострикции, не является корректным: правильнее связывать знак магнитострикции со структурным состоянием ленты.

Таким образом, исследование распределения намагниченности и магнитных свойств аморфного магнитомягкого сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B показало возможность применения обработки паром поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов для определения знака магнитострикции. На основе полученных результатов обнаружена зависимость знака магнитострикции от структурного состояния ленты, которое получается в результате термической обработки. Установлено, что физические причины формирования уровня магнитных свойств сплавов на основе кобальта те же, что и для сплавов на основе железа. Изменение магнитных свойств после отжига происходит в результате релаксации обусловленных закалкой внутренних напряжений, а также под действием напряжений, индуцированных внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при ее взаимодействии с атмосферным водяным паром, и формированием поверхностного аморфно-кристаллического слоя.

9. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ С ВОДОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕНТ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И ИХ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

Поскольку взаимодействие поверхности ленты с водяным паром является одной из важных физических причин влияния на формируемый уровень магнитных свойств, не менее интересно изучение взаимодействия поверхности ленты с водой и влияние этого фактора на распределение намагниченности и магнитные свойства лент аморфных сплавов. Изменение условий проведения эксперимента также является одним из наиболее важных факторов подтверждения достоверности предложенной модели. С этой целью на предыдущем этапе исследований осуществляли электролитическое оксидирование и наводороживание поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа при комнатной температуре [46; 84; 107; 128]. Результаты исследований показали, что после наводороживания объем доменов с ортогональной намагниченностью существенно не изменяется, в то время как после оксидирования наблюдается снижение объема доменов с ортогональной намагниченностью. Это обусловлено сравнительно большим эффективным диаметром атомов кислорода, которые при внедрении в поверхностный слой ленты индуцируют более высокие по своему уровню псевдоодноосные плоские растягивающие напряжения. Наблюдаемое снижение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль

продольной оси ленты, обусловлено возникновением псевдоодноосного растяжения в плоскости ленты в поперечном направлении из-за образования в этом направлении повышенной концентрации атомов водорода, поскольку при этих условиях результирующая намагниченность ориентирована в плоскости ленты вдоль ее оси. Увеличение объема, перемагничиваемого смещением 90-градусных доменных границ, приводит к снижению максимальной магнитной проницаемости и повышению удельных магнитных потерь. Насыщение поверхности ленты кислородом аналогичным образом влияет на распределение намагниченности в плоскости ленты. В работах [113; 129; 130] приведены некоторые результаты по влиянию воды на распределение намагниченности и вид поверхностной доменной структуры в лентах аморфных магнитомягких сплавов. Отмечается, что взаимодействие поверхности ленты с водой приводит к перераспределению намагниченности и изменению вида поверхностной доменной структуры. Тем не менее, представленные результаты не носят характер комплексного систематического исследования. Поэтому в настоящей работе с целью дальнейшей проверки достоверности предложенной модели представлены результаты систематического исследования влияния на магнитные свойства и распределение намагниченности взаимодействия с водой поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа.

Исследования проводили на примере лент аморфных быстрозакаленных сплавов $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ (7421) и $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (2НСП) [131]. Исследуемые образцы имели форму полос размерами $140 \times 10 \times 0,025$ мм.

В табл. 9.1–9.5 представлены результаты по влиянию длительности воздействия воды на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость лент исследуемых сплавов. Из табл. 9.1 и 9.2 видно, что выдержка в воде в течение часа образцов ленты аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ в закаленном состоянии практически не влияет на максимальную магнитную проницаемость и не приводит к заметному изменению распределения намагниченности. Тем не менее, как это видно из табл. 9.1–9.5, обнаруживается тенденция к перераспределению намагниченности в плоскости ленты в сторону увеличения объема доменов с планарной намаг-

ниченностью, ориентированной поперек ее оси. С целью проверки этого факта образцы выдерживали в воде, предварительно подвергнутой воздействию ультразвука частотой 44 кГц. По нашим оценкам, мощность диспергатора была достаточной для частичной ионизации воды. Из табл. 9.1 и 9.2 также следует, что взаимодействие поверхности ленты с водой, активированной с помощью ультразвука, приводит к некоторому снижению максимальной магнитной проницаемости. Это обусловлено перераспределением намагниченности в плоскости ленты: увеличением относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек ее оси (V_{90}) за счет соответствующего уменьшения относительного объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты (V_{180}). Такое изменение распределения намагниченности при взаимодействии поверхности ленты с водой находит объяснение в рамках предложенной модели: анизотропного оксидирования и наводороживания ее поверхности. Поскольку при комнатной температуре результирующая намагниченность ориентирована вдоль оси ленты, повышенная концентрация внедренных в поверхностный слой атомов образуется поперек ее оси. Это приводит к псевдоодноосному растяжению аморфной матрицы в указанном направлении.

Таблица 9.1

Влияние выдержки в воде при 20 °С на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$

Характеристика	Исходное состояние — закаленное	Длительность воздействия воды			
		15 мин.		45 мин.	
		Вода	Активированная вода	Вода	Активированная вода
μ_{\max}	4 500	4 500	4 300	4 500	4 200
$V_{\text{опт}}, \%$	40	40	40	40	39
$V_{\text{пл}}, \%$	60	60	60	60	61
$V_{90}, \%$	23	24	26	24	28
$V_{180}, \%$	37	36	34	36	33

Таблица 9.2

**Относительное изменение максимальной магнитной проницаемости
и распределения намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$
после выдержки в воде при 20 °С**

Характеристика	Длительность воздействия воды			
	15 мин.		45 мин.	
	Относительное изменение, %			
	Вода	Активированная вода	Вода	Активированная вода
μ_{\max}	0	–5	0	–6
$V_{\text{опт}}, \%$	0	0	0	0
$V_{\text{пл}}, \%$	0	0	0	+2
$V_{90}, \%$	+4	+14	+3	+23
$V_{180}, \%$	–2	–9	–2	–10

Так как исследуемые материалы обладают положительной магнитострикцией насыщения, плоское псевдоодноосное растяжение ленты поперек ее оси способствует увеличению относительного объема доменов с ориентацией намагниченности в этом направлении. Исследования показали, что степень изменения свойств в результате взаимодействия поверхности ленты с водой достигает максимума при 15 мин. и практически не изменяется вплоть до 1 ч.

Аналогичные результаты получены и для образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{Si}_9\text{B}_{13}$. Из рис. 9.1 следует, что для достижения наибольшего эффекта воздействия воды на максимальную магнитную проницаемость и в этом случае достаточно 15 мин. Обращает на себя внимание тот факт, что для образцов этого сплава воздействие воды без предварительной обработки ультразвуком уже явно выражено. Качественно оно такое же, как и в случае воздействия воды, предварительно подвергнутой действию ультразвука.

Тем не менее, в количественном отношении степень воздействия воды после предварительной обработки ультразвуком выше (табл. 9.3 и 9.4). Более сильный отклик в результате взаимодействия поверхности ленты этого сплава с водой может быть вызван большей концентрацией внедренных в поверхностный слой

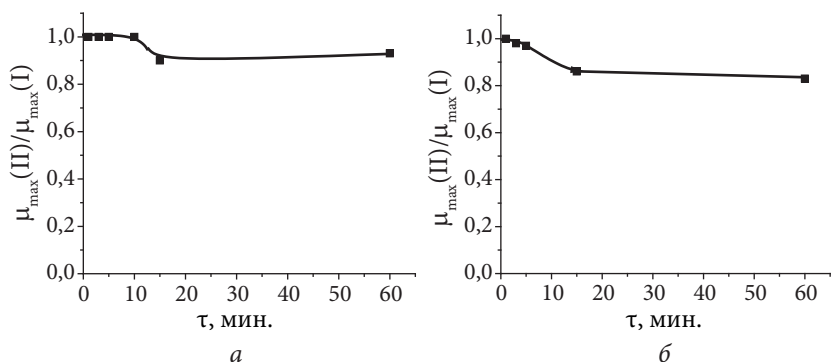


Рис. 9.1. Влияние длительности воздействия воды на максимальную магнитную проницаемость образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ в закаленном состоянии: *а* — воздействие обычной воды; *б* — воздействие активированной воды; I — исходное состояние; II — после воздействия воды

атомов, следовательно, и более высоким уровнем индуцируемых напряжений. Повышенная чувствительность поверхности ленты сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$, по сравнению со сплавом $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$, может быть обусловлена большим содержанием кремния, который является достаточно сильным раскислителем, с учетом того факта, что распределение кремния по сечению ленты неоднородно: поверхность ленты обогащена кремнием [132].

В табл. 9.5 представлены результаты по влиянию воздействия воды на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$, предварительно прошедших термическую обработку на воздухе при 400°C с длительностью изотермической выдержки 15 мин. Видно, что и в этом случае воздействие воды способствует снижению максимальной магнитной проницаемости, связанной с перераспределением намагниченности в плоскости ленты: увеличением объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, за счет соответствующего снижения объема доменов с намагниченностью, направленной вдоль ее оси. Тем не менее, обращает на себя внимание тот факт, что степень изменения магнитных характеристик в результате воздействия воды без предварительной

активации и активированной воды в данном случае практически одинакова. Это может быть связано с тем, что во время термической обработки уже имело место оксидирование и наводороживание поверхности ленты при ее взаимодействии с находящимися в воздухе водяными парами.

Другим способом повышения активности воды является увеличение ее температуры. Сплав $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ более чувствителен к воздействию воды, поскольку содержание кремния в нем выше. Поэтому с целью выяснения температурной зависимости степени

Таблица 9.3

Влияние выдержки в воде при 20 °С в течение 15 мин. на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

Характеристика	Исходное состояние — закаленное	Свойства		Изменение, %	
		Вода	Активированная вода	Вода	Активированная вода
μ_{\max}	5 200	4 700	4 200	–10	–14
$V_{\text{орг}}, \%$	34	34	34	0	0
$V_{\text{пл}}, \%$	66	66	66	0	0
$V_{90}, \%$	23	24	26	+4	+12
$V_{180}, \%$	43	42	40	–3	–8

Таблица 9.4

Влияние выдержки в воде при 20 °С в течение 60 мин. на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

Характеристика	Исходное состояние — закаленное	Свойства		Изменение, %	
		Вода	Активированная вода	Вода	Активированная вода
μ_{\max}	4 500	4 200	3 900	–7	–14
$V_{\text{орг}}, \%$	38	38	37	0	–3
$V_{\text{пл}}, \%$	62	62	63	0	+2
$V_{90}, \%$	20	24	27	+19	+35
$V_{180}, \%$	46	42	39	–9	–16

Таблица 9.5

Влияние выдержки в воде при 20 °С в течение 15 мин. на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки

Характеристика	Свойства в закаленном состоянии	Исходное состояние	Свойства		Изменение, %	
		ТО	Вода	Активированная вода	Вода	Активированная вода
μ_{\max}	4 700	23 600	22 400	22 700	–5	–4
$V_{\text{орт}}, \%$	37	14	14	14	0	0
$V_{\text{пл}}, \%$	63	86	86	86	0	0
$V_{90}, \%$	21	30	33	33	+9	+9
$V_{180}, \%$	42	56	53	53	–6	–5

ее воздействия на примере данного сплава исследовали взаимодействие поверхности ленты с водой разной температуры. Время воздействия воды на поверхность ленты выбирали с учетом результатов исследования, приведенных выше. Оно составило 15 мин. Температуру воды варьировали от 20 до 100 °С [133]. Основные результаты исследования представлены на рис. 9.2, 9.3 и в табл. 9.6–9.9. Исследования показали, что после обработки водой, независимо от ее температуры, относительный объем доменов с ортогональной и планарной намагниченностью практически не изменяется. Тем не менее, при температурах выше 40 °С наблюдается некоторое снижение относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью и соответствующее увеличение относительного объема доменов с планарной намагниченностью (см. рис. 9.2 и табл. 9.6). Это может быть связано с ростом плоских растягивающих напряжений в результате увеличения концентрации внедренных в поверхность ленты атомов.

Из рис. 9.2 видно, что в интервале температур от 20 °С до 80 °С имеет место увеличение относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек продольной оси ленты. Поскольку в исходном состоянии результирующая намагниченность ориентирована вдоль оси ленты, после обработки водой

в результате локально-направленного упорядочения повышенная концентрация элементов внедрения, например водорода, освобождающегося в результате химической реакции воды с железом и кремнием, образуется в плоскости ленты поперек ее оси. В результате этого поперек оси ленты индуцируется псевдоодноосное растяжение, что приводит к соответствующей переориентации намагниченности и снижению максимальной магнитной проницаемости. Обработка поверхности ленты водой, температура которой превышает 80 °С, не увеличивает объем доменов с намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, и не приводит

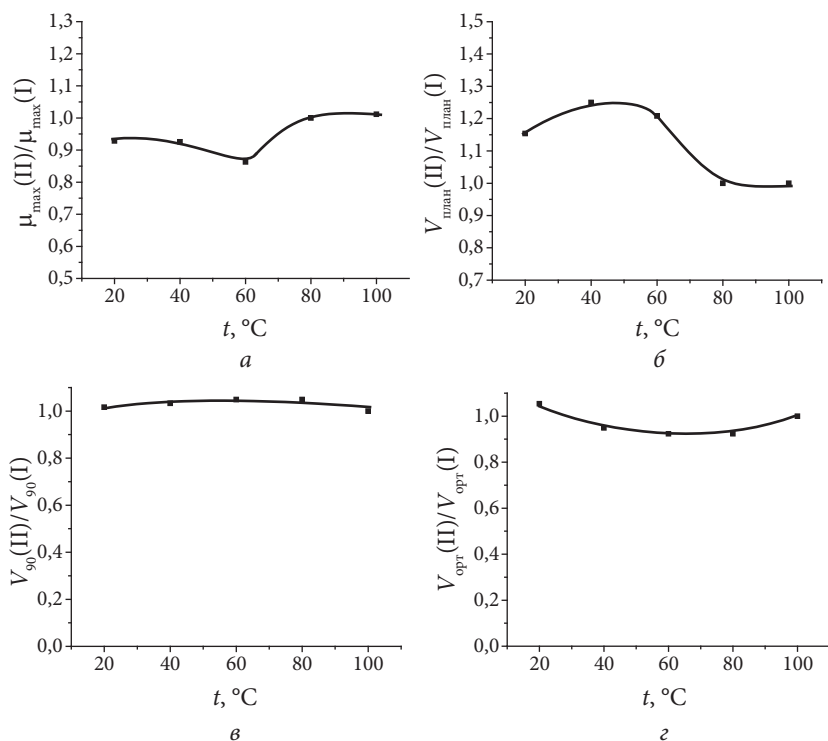


Рис. 9.2. Влияние температуры воды на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (исходное состояние — закаленное; I — исходное состояние; II — после воздействия воды)

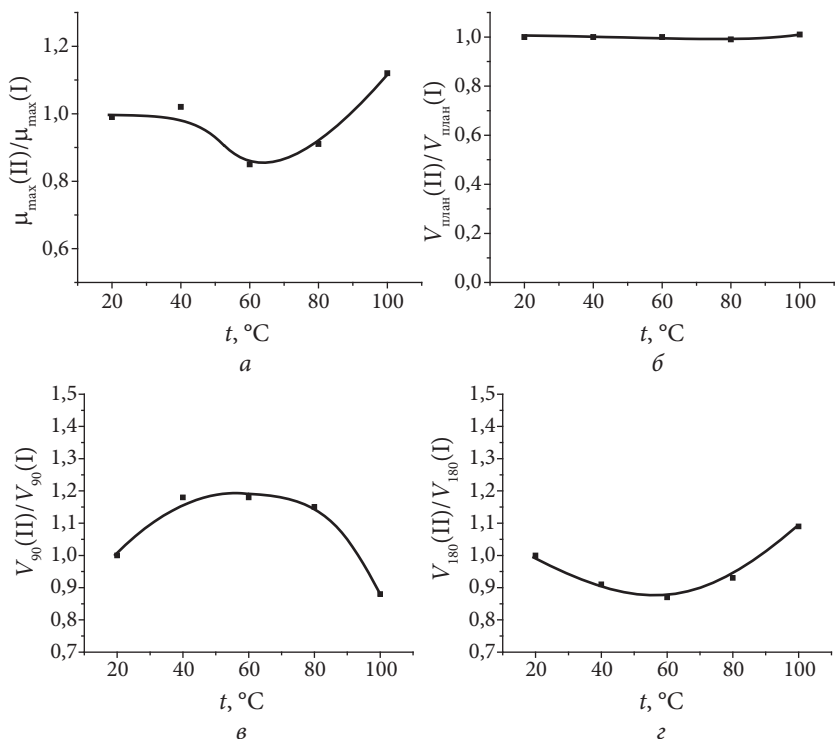


Рис. 9.3. Влияние температуры воды на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (I – исходное состояние; II — после воздействия воды; исходное состояние — после термообработки на воздухе при 400 °C с длительностью изотермической выдержки 15 мин.)

к снижению максимальной магнитной проницаемости. В табл. 9.7 показано изменение максимальной проницаемости и распределения намагниченности в результате воздействия воды, температура которой составляет 60 °C, поскольку при этой температуре имеет место наибольшее снижение μ_{\max} .

Анализ результатов показывает, что в интервале температур 80–100 °C объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, перестает изменяться. Возможно, это связано с тем, что уже при этих температурах активизируются

диффузионные процессы, приводящие к снижению закалочных напряжений. Усиление роли энергии анизотропии формы должно приводить к увеличению относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты и компенсации эффекта воздействия воды.

Для выяснения влияния нагрева образца до 100 °С на распределение намагниченности в ленте провели следующий эксперимент: образцы помещали в находящуюся в кипящей воде, прогретую

Таблица 9.6

Влияние воды различной температуры на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в закаленном состоянии образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

$t, ^\circ\text{C}$	μ_{max}		$V_{\text{орт}}, \%$		$V_{\text{пл}}, \%$		$V_{90}, \%$		$V_{180}, \%$	
	Закаленное	Вода	Закаленное	Вода	Закаленное	Вода	Закаленное	Вода	Закаленное	Вода
20	4 400	4 100	39	38	61	62	24	30	37	32
40	4 400	4 100	39	37	61	63	24	30	37	33
60	4 200	3 600	39	36	61	64	24	29	37	35
80	4 100	4 100	39	36	61	64	24	24	37	40
100	4 200	4 200	39	39	61	61	24	24	37	37

Таблица 9.7

Влияние воды при температуре 60 °С на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в закаленном состоянии образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

Характеристика	Исходное состояние	Вода	Изменение, %
μ_{max}	4 200	3 600	–14
$V_{\text{орт}}, \%$	39	36	–8
$V_{\text{план}}, \%$	61	64	+5
$V_{90}, \%$	24	29	+21
$V_{180}, \%$	37	35	–6

пробирку с металлическим грузом на дне (для улучшения термостабильности). Длительность их выдержки в пробирке была одинаковой с соответствующей длительностью выдержки в воде и составляла 15 мин. Полученные результаты представлены в табл. 9.8. Анализ результатов, приведенных в табл. 9.8, показывает, что объем доменов с планарной и ортогональной намагниченностью практически не изменяется. Тем не менее, в плоскости ленты имеет место перераспределение намагниченности: увеличение относительного объема доменов с планарной намагниченностью, направленной вдоль оси ленты за счет снижения объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек ее оси. Это может быть связано с активизацией диффузионных процессов, приводящих к некоторому снижению внутренних закалочных напряжений.

Таким образом, наблюдаемое изменение соответствующих характеристик является следствием проявления двух конкурирующих факторов: повышения значений V_{90} из-за взаимодействия поверхности ленты с водой и его уменьшения в результате усиления роли энергии анизотропии формы за счет термической активации диффузионных процессов, приводящих к некоторому снижению внутренних напряжений.

Результаты исследования влияния температуры воды на максимальную магнитную проницаемость образцов исследуемого сплава, предварительно отожженных на воздухе при температуре 400 °С

Таблица 9.8

Влияние термообработки на воздухе при 100 °С в течение 15 мин. на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$

Характеристики	Состояние		Относительное изменение, %
	Закаленное	ТО	
μ_{max}	3 800	4 000	+5
$V_{\text{орт}}, \%$	39	39	0
$V_{\text{пл}}, \%$	61	61	0
$V_{180}, \%$	37	40	+9
$V_{90}, \%$	24	21	-17

в течение 15 мин. представлены на рис. 9.3 и в табл. 9.9. Видно, что и в этом случае имеет место качественное соответствие с аналогичными результатами, полученными для образцов в закаленном состоянии.

Анализ результатов исследования позволил установить, что взаимодействие поверхности лент аморфных кремнийсодержащих магнитомягких сплавов на основе железа с водой приводит к снижению максимальной магнитной проницаемости из-за перераспределения намагниченности в плоскости ленты: увеличения объема доменов с планарной намагниченностью ориентированной поперек ее оси.

Таблица 9.9

Влияние воды различной температуры на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в закаленном состоянии образцов аморфного сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_5\text{B}_{13}$

$t, ^\circ\text{C}$	μ_{max}		$V_{\text{опт}}, \%$		$V_{\text{пл}}, \%$		$V_{90}, \%$		$V_{180}, \%$	
	ТО	Вода	ТО	Вода	ТО	Вода	ТО	вВода	ТО	Вода
20	17 100	16 900	17	17	83	83	32	32	51	51
40	16 500	16 700	17	17	83	83	28	33	55	50
60	17 300	14 700	16	16	84	84	35	41	49	43
80	18 700	16 300	15	15	85	85	22	26	63	59
100	15 000	16 300	17	17	83	83	32	28	51	55

В результате локально-направленного упорядочения в этом направлении образуется повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов, приводящая к возникновению псевдоодноосного растяжения и переориентации намагниченности. Степень изменения магнитных свойств зависит от температуры воды. Отсутствие изменения магнитных свойств при температурах выше 80°C может быть связано с усилением роли энергии анизотропии формы из-за некоторого уменьшения внутренних напряжений. Полученные результаты находят удовлетворительное объяснение в рамках предложенной модели и подтверждают ее достоверность.

10. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ С ПАРОМ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕНТ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Взаимодействие поверхности ленты с находящимся в атмосфере водяным паром является одной из важных причин формирования уровня магнитных свойств в результате термообработки на воздухе [84; 94; 107; 128; 129; 131; 134]. Такое взаимодействие приводит к наводороживанию и оксидированию ее поверхности, которое является анизотропным и связано с распределением намагниченности в исходном (закаленном) состоянии ленты. Поскольку после закалки в плоскости ленты индуцируются псевдоодноосные растягивающие напряжения поперек ее оси [3], а роль анизотропии формы нивелируется с ростом температуры, при температуре изотермической выдержки именно они играют главную роль в распределении внедренных в поверхность ленты атомов.

Переориентация намагниченности в процессе термической обработки в направление, перпендикулярное оси ленты в ее плоскости, приводит, как это следует из теории направленного упорядочения [111], к образованию вдоль оси ленты повышенной концентрации атомов водорода и кислорода, индуцирующей в этом направлении псевдоодноосные растягивающие напряжения, способствующие дополнительному улучшению магнитных свойств. При комнатной температуре большая часть намагниченности ориентирована вдоль оси ленты. Это связано с преобладающим влиянием энергии

анизотропии формы на распределение намагниченности в лентах исследуемых сплавов. Причем даже в закаленном состоянии при комнатной температуре влияние анизотропии формы преобладает над поперечным характером анизотропии индуцированных закалкой растягивающих напряжений. Поэтому интересно проследить, насколько сильным будет влияние обработки паром при комнатной температуре поверхности лент исследуемых сплавов и каким станет характер этого влияния на формирование уровня магнитных свойств при последующих термических обработках.

Исследование влияния обработки паром на распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов проводили на образцах сплавов $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ (7421) и $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (2НСП) с положительной магнитострикцией насыщения в форме полос размерами $120 \times 10 \times 0,025$ мм [113]. Обработку паром (ОП) осуществляли при комнатной температуре, выдерживая образцы в зоне пара в течение 10–15 мин.

Результаты влияния пара на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности исследуемых образцов в закаленном состоянии показаны на рис. 10.1, 10.2 и в табл. 10.1 и 10.2. Видно, что обработка паром поверхности лент практически не оказывает влияния на относительные объемы доменов с ортогональной ($V_{\text{орт}}$) и планарной ($V_{\text{пл}}$) намагниченностью как для образцов сплава Fe–Ni–Si–B, так и для образцов сплава Fe–B–Si–C, поскольку влияние индуцируемых обработкой плоских напряжений в этом случае существенно меньше соответствующего влияния закалочных напряжений и формы образца.

Тем не менее, в результате обработки паром происходит перераспределение намагниченности в плоскости ленты: увеличивается объем образца с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси образца (V_{90}), за счет уменьшения объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль его оси (V_{180}). Причем характер перераспределения намагниченности в плоскости ленты одинаков как для образцов разных сплавов, так и для образцов сплава Fe–B–Si–C, вырезанных вдоль и поперек оси ленты.

Поскольку при комнатной температуре влияние формы образца на распределение намагниченности является определяющим

и приводит к преимущественной ориентации намагниченности вдоль оси образца в плоскости ленты, повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода образуется поперек его оси. В этом направлении индуцируются псевдоодноосные растягивающие напряжения, которые повышают объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси образца. Уменьшение объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца, является основной причиной снижения максимальной магнитной проницаемости, увеличения коэрцитивной силы и потерь на гистерезис при обработке образцов паром (рис. 10.1, 10.2, табл. 10.1 и 10.2).

Анализ результатов, приведенных в табл. 10.2, показывает, что для образцов сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$, вырезанных из ленты шириной 140 мм вдоль и поперек ее оси, степень относительного изменения максимальной магнитной проницаемости и объемов доменов

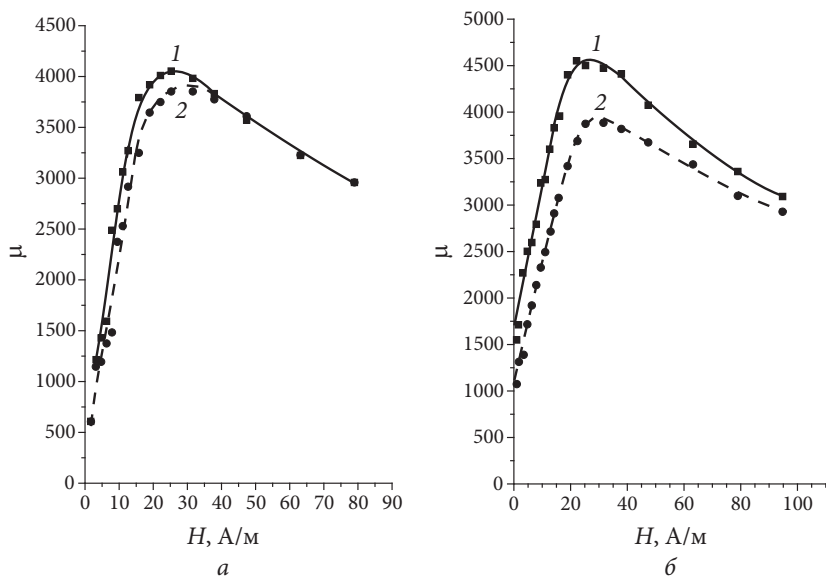


Рис. 10.1. Зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов аморфных магнитомягких сплавов $\text{Fe}_{77}\text{NiSi}_9\text{B}_{13}$ (а) и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ (б) в закаленном состоянии и после обработки водяным паром (кривые 1 и 2 соответственно)

с планарной намагниченностью различна. В исходном (закаленном) состоянии образцы, вырезанные поперек оси ленты, обладают большим объемом доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца, что соответствует минимуму энергии анизотропии формы и внутренних индуцированных закалкой растягивающих напряжений. В этом случае, по сравнению с продольными образцами, обработка паром поверхности образцов способствует образованию более высокой концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода поперек оси образца. Следовательно, в этом направлении индуцируются псевдоодноосные растягивающие напряжения более высокого уровня, нежели в образцах, вырезанных вдоль оси ленты, что способствует дополнительному уменьшению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца.

Результаты влияния обработки паром поверхности ленты при комнатной температуре на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость образцов сплава Fe–Ni–Si–B, предварительно прошедших термическую обработку (ТО) на воз-

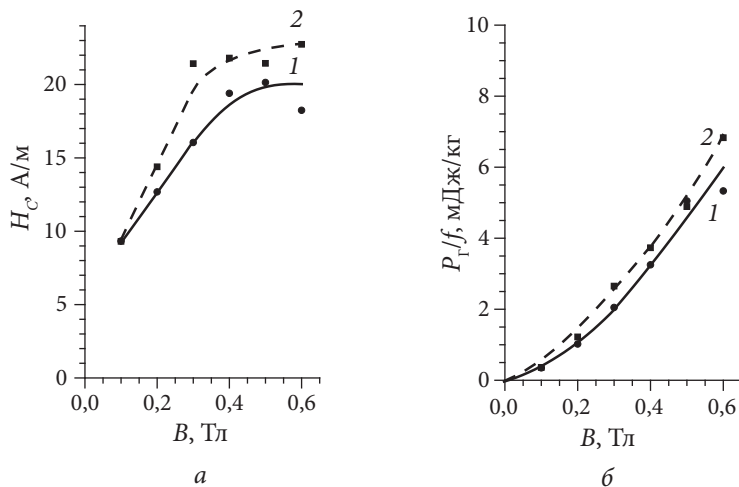


Рис. 10.2. Зависимости коэрцитивной силы и потерь на гистерезис от индукции образцов сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ в исходном (закаленном) состоянии и после обработки паром (кривые 1 и 2 соответственно)

духе при 430 °С с длительностью изотермической выдержки 1 мин. представлены в табл. 10.3. Поскольку и в этом случае при комнатной температуре результирующая намагниченность в плоскости ленты ориентирована вдоль оси образца, после обработки паром имеет место снижение объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты в ее плоскости и максимальной магнитной проницаемости. Объемы доменов с ортогональной и планарной намагниченностью в этом случае также не изменяются.

Из вышеизложенного следует, что обработка лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа паром при комнатной

Таблица 10.1

Влияние обработки паром поверхности ленты в закаленном состоянии на распределение намагниченности в образцах аморфных магнитомягких сплавов $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$

Сплав	Состояние ленты	$V_{\text{опт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$
$\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$	Закаленное	42	58	19	39
	После обработки паром	42	58	24	34
$\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$	Закаленное	38	62	20	42
	После обработки паром	38	62	26	36

Таблица 10.2

Влияние обработки паром поверхности образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ в закаленном состоянии, вырезанных вдоль и поперек ее оси на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности

Состояние ленты	Серия образцов	μ_{max}	$V_{\text{опт}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
Закаленное	Продольные	4 500	30	21	49	2,3
После обработки паром		4 200	30	28	42	1,5
Относительное изменение, %		-7	0	33	-14	
Закаленное	Поперечные	14 100	18	14	68	4,9
После обработки паром		12 400	18	27	55	2,0
Относительное изменение, %		-12	0	93	-19	

Таблица 10.3

**Максимальная магнитная проницаемость и распределение
намагниченности в образцах ленты аморфного магнитомягкого
сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_9\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 430 °С
и последующей обработки паром**

Состояние ленты	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90^\circ}, \%$	$V_{180^\circ}, \%$
ТО	32 500	13	87	19	68
После обработки паром	21 100	13	87	32	55

температуре, индуцируя псевдоодноосные плоские растягивающие напряжения поперек оси ленты, приводит к усилению анизотропии обусловленных закалкой напряжений. Такие напряжения при определенных температурах во время отжига на воздухе способствуют образованию повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода вдоль ее оси и индуцированию дополнительного растяжения в этом направлении, приводящего к улучшению магнитных свойств. Поэтому интересно проследить влияние предварительной обработки паром поверхности ленты в закаленном состоянии при комнатной температуре на формирование уровня магнитных свойств после термообработки на воздухе.

На рис. 10.3 и в табл. 10.4 представлены результаты влияния обработки паром и последующей термообработки (ТО) на воздухе со скоростью охлаждения 15 К/мин. на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах сплава Fe–Ni–Si–B. Видно, что после термической обработки при 360 °С и 410 °С с длительностью изотермической выдержки (τ) 20 и 10 с соответственно в образцах формируется состояние с одинаковыми значениями относительного объема доменов с ортогональной и планарной намагниченностью и максимальной магнитной проницаемостью.

При этом сохраняется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты, поскольку значение $\tau/\tau_{\text{оптим}}$ ($\tau_{\text{оптим}}$ — оптимальная длительность изотермической выдержки) очень мало: близко к нулю в первом случае и равно 0,008 во втором [116; 117]. Анализ результатов показывает, что в отличие от отжига при 410 °С термообработка при 360 °С формирует в плоскости ленты состояние

с меньшей степенью остроты магнитной текстуры, характеризующейся отношением V_{180}/V_{90} . Это может быть связано с преобладающим влиянием энергии анизотропии формы над магнитоупругой энергией при 360 °C ($t = 0,86T_c$) для сплава Fe–Ni–Si–B. В данном случае, в отличие от отжига при 410 °C ($t = 0,98T_c$), во время термообработки не происходит переориентации намагниченности в направлении, обусловленное псевдоодноосными растягивающими напряжениями, т. е. поперек оси ленты, и, следовательно, не создаются условия для увеличения концентрации атомов водорода и кислорода в продольном направлении. Обработка поверхности ленты водяным паром при комнатной температуре, предвещающая термическую, не способствует повышению степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты и, следовательно, максимальной магнитной проницаемости (табл. 10.4).

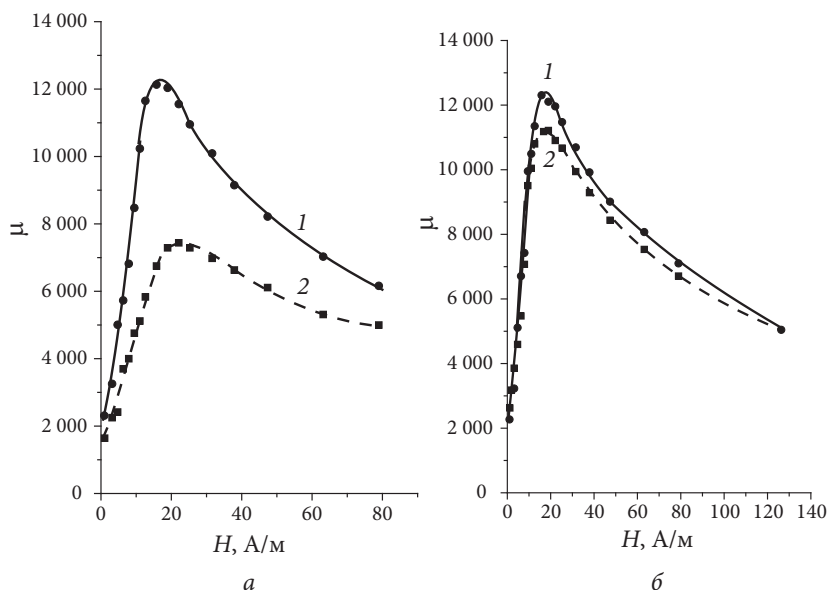


Рис. 10.3. Зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_9\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 360 (а) и 410 °C (б) с предварительной обработкой водяным паром и без нее (кривые 2 и 1 соответственно) и длительностью изотермической выдержки 20 (а) и 10 (б) с

Таблица 10.4

**Распределение намагниченности в образцах ленты аморфного
магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки
на воздухе при 360 и 410 °С и скоростью охлаждения 15 К/мин.
с предварительной обработкой водяным паром и без нее**

Режим ТО	Состояние ленты	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$
360 °С, $\tau = 20$ с	ТО	21	79	26	53
	ОП + ТО	25	75	29	46
410 °С, $\tau = 10$ с	ТО	22	78	20	58
	ОП + ТО	21	79	29	50

На рис. 10.4 и в табл. 10.5 представлены результаты по влиянию предварительной обработки паром на уровень магнитных свойств и распределение намагниченности для образцов сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$, прошедших термическую обработку на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 5 мин. В результате такой термообработки формируется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты, поскольку значение $t/t_{\text{крит}}$ составляет около 0,73, а $\tau/\tau_{\text{оптим}}$ не превышает 0,1 [116; 117].

Поскольку отношение температуры изотермической выдержки к температуре Кюри в данном случае превышает 0,9, переориентация намагниченности поперек оси ленты в процессе отжига способствует формированию повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов вдоль ее оси, индуцируя в этом направлении растягивающие напряжения. Увеличение скорости охлаждения приводит к ограничению диффузионных процессов на стадии охлаждения, что позволяет усилить растягивающие напряжения вдоль оси ленты, поскольку в данном случае в этом направлении сохраняется более высокий уровень концентрации атомов водорода и кислорода и приводит к формированию более острой магнитной текстуры в плоскости ленты и повышению максимальной магнитной проницаемости.

Предварительная обработка поверхности ленты паром в этом случае не приводит к улучшению магнитных свойств при скоростях охлаждения 15 и 40 К/мин. Так же, как и для сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{19}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, меньшие значения максимальной магнитной проницаемости обу-

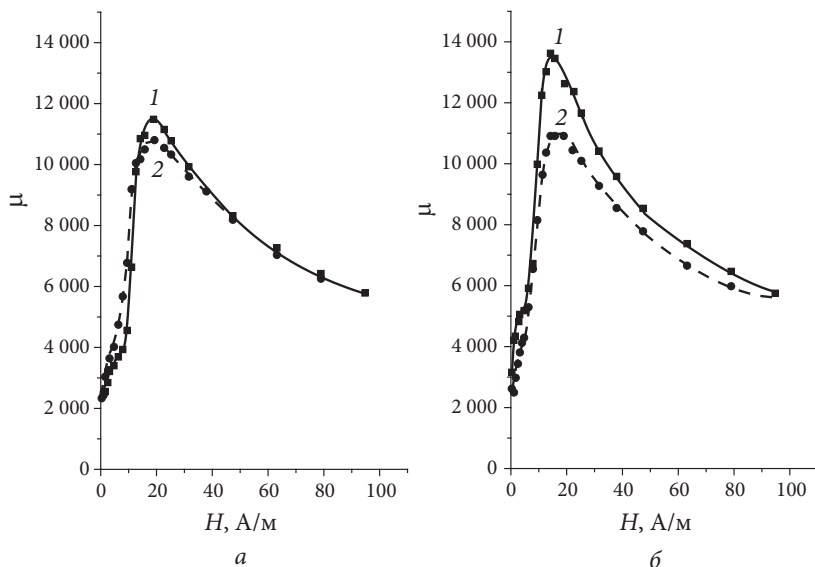


Рис. 10.4. Зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после термической обработки на воздухе при 350°C в течение 5 мин. и скоростью охлаждения 15 (а) и 40 К/мин. (б) с предварительной обработкой поверхности водяным паром и без нее (кривые 2 и 1 соответственно)

Таблица 10.5

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности в образцах ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после термической обработки на воздухе при 350 и 360°C с предварительной обработкой водяным паром и без нее

Режим ТО		Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
$t = 350^\circ\text{C}$, $\tau = 5$ мин.	$v_{\text{охл}} = 15$ К/мин.	ТО	11 500	20	23	57	2,4
		ОП +ТО	10 800	20	26	54	2,1
	$v_{\text{охл}} = 40$ К/мин.	ТО	13 600	20	19	61	3,1
		ОП +ТО	10 900	20	26	54	2,1

словлены перераспределением намагниченности в плоскости ленты: уменьшением степени остроты магнитной текстуры. Уменьшение длительности термической обработки (для образцов сплава Fe–Ni–Si–B за счет малой длительности изотермической выдержки, а сплава Fe–B–Si–C за счет повышения скорости охлаждения) приводит к уменьшению степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты из-за недостатка времени для снижения концентрации внедренных при комнатной температуре в поверхность ленты атомов водорода и кислорода поперек ее оси. Поэтому интересно проследить влияние предварительной обработки паром на формирование уровня магнитных свойств при повышении длительности отжига.

На рис. 10.5 и в табл. 10.6 представлены результаты влияния предварительной обработки паром на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в образцах ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{13}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 410 °C с оптимальной длительностью изотермической выдержки 20 мин. и скоростями охлаждения 15 и 40 К/мин.

В результате такой термообработки формируется состояние ленты с поверхностным аморфно-кристаллическим слоем оптимальной толщины [46; 84]. Видно, что ограничение активности диффузионных процессов повышением скорости охлаждения так же, как и для сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ (см. например, табл. 10.7, продольные образцы) приводит к увеличению максимальной магнитной проницаемости и отношения V_{180}/V_{90} . Отличительной особенностью является тот факт, что в этом случае повышение скорости охлаждения способствует уменьшению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Это может быть обусловлено состоянием с более высокой концентрацией внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода во время отжига, индуцирующих плоские растягивающие напряжения, влияние которых проявляется при меньших значениях внутренних напряжений на фоне преимущественно плоских растягивающих напряжений, создаваемых поверхностным аморфно-кристаллическим слоем. Кроме того, повышение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты вдоль ее оси также

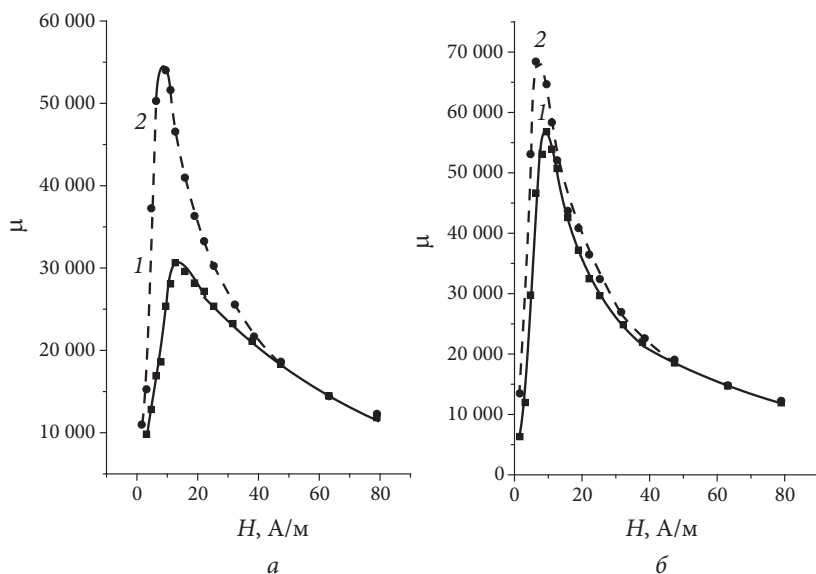


Рис. 10.5. Зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 410°C в течение 20 мин. и скоростью охлаждения 15 (а) и 40 К/мин. (б) с предварительной обработкой водяным паром и без нее (кривые 2 и 1 соответственно)

Таблица 10.6

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности в образцах ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 410°C с предварительной обработкой поверхности водяным паром и без нее

Режим ТО	Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}^?$ %	$V_{\text{пл}}^?$ %	$V_{90}^?$ %	$V_{180}^?$ %	V_{180}/V_{90}
410 °C, τ=20 мин, ν _{охл} =15 К/мин.	ТО	31 000	12	88	26	62	2,4
	ОП +ТО	54 000	10	90	15	75	5,0
410 °C, τ=20 мин, ν _{охл} =40 К/мин.	ТО	57 000	8	92	21	71	3,3
	ОП +ТО	69 000	9	91	15	76	5,1

связано с сохранением более высокой концентрации внедренных в этом направлении атомов и, следовательно, большим уровнем псевдоодноосного растяжения вдоль оси ленты в ее плоскости.

Из рис. 10.5 и табл. 10.6 также видно, что предварительная обработка поверхности ленты паром при комнатной температуре приводит к существенному повышению максимальной магнитной проницаемости после термической обработки на воздухе при 410 °С с оптимальной длительностью изотермической выдержки. Формирование уровня магнитных свойств обусловлено распределением намагниченности в ленте. При скорости охлаждения 15 К/мин. повышение максимальной магнитной проницаемости происходит в результате уменьшения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью и повышения степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты вдоль ее оси. Это может быть связано со следующими причинами. Увеличение концентрации внедренных в поверхность ленты атомов в результате предварительной обработки паром, наряду с поверхностной кристаллизацией, способствует повышению уровня плоских растягивающих напряжений, что приводит к дополнительному снижению относительного

Таблица 10.7

Влияние предварительной обработки паром поверхности образцов ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ в закаленном состоянии, вырезанных вдоль и поперек оси ленты на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость

Состояние ленты	Серия образцов	μ_{\max}	$V_{81}^{\text{орт}}$ %	$V_{90}^{\text{г}}$ %	$V_{180}^{\text{г}}$ %	V_{180}/V_{90}
ТО 380 °С	Продольные	14 700	18	24	58	2,4
ОП +ТО		18 800	16	21	63	3,0
Относительное изменение, %		+28	-11	-12	+9	
ТО 380 °С	Поперечные	19 700	15	25	60	2,4
ОП +ТО		21 500	14	34	52	1,4
Относительное изменение, %		+9	-7	+36	-13	

объема доменов с ортогональной намагниченностью. Достаточность времени отжига для протекания диффузионных процессов способствует снижению концентрации внедренных в поверхность ленты атомов поперек ее оси и получению состояния с повышенной концентрацией атомов водорода и кислорода вдоль оси ленты. В результате повышается уровень псевдоодноосного растяжения и относительный объем доменов с намагниченностью, ориентированной в этом направлении. Кроме того, предварительная обработка паром, увеличивая концентрацию атомов водорода и кислорода в плоскости ленты поперек ее оси, вызывает уменьшение скорости кристаллизации в данном направлении. В результате происходит снижение величины псевдоодноосного растяжения поперек оси ленты, обусловленного анизотропной кристаллизацией поверхности, что также повышает степень остроты магнитной текстуры вдоль ее оси.

Проводимая после предварительной обработки паром термическая обработка с повышенной скоростью охлаждения формирует в плоскости ленты такую же степень остроты магнитной текстуры, как и в предыдущем случае, что обусловлено теми же причинами. Увеличение максимальной магнитной проницаемости по сравнению с аналогичной обработкой при скорости охлаждения 15 К/мин. обусловлено формированием состояния с меньшим объемом доменов с ортогональной намагниченностью и связано с сохранением состояния с большей концентрацией внедренных в поверхность ленты атомов вследствие ограничения степени активности протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения.

Сравнение результатов влияния термообработок с предварительной обработкой паром и без нее и скоростью охлаждения 40 К/мин. показывает, что в этом случае предварительная обработка паром не приводит к уменьшению объема доменов с ортогональной намагниченностью, а получение более высоких значений максимальной магнитной проницаемости связано с формированием состояния с более острой магнитной текстурой в плоскости ленты вдоль ее оси.

Таким образом, исследование влияния предварительной обработки паром поверхности лент исследуемых сплавов при комнатной температуре и скорости охлаждения во время последующей тер-

мообработки на воздухе показало, что диффузионные процессы, протекающие на стадии охлаждения, оказывают существенное влияние на формирование уровня магнитных свойств после отжига.

Аналогичные результаты по влиянию предварительной обработки паром на уровень магнитных свойств наблюдаются и для образцов аморфного магнитомягкого сплава Fe–B–Si–C, представленных в таблице 10.7. Видно, что предварительная обработка паром приводит к некоторому уменьшению объема доменов с ортогональной намагниченностью, что способствует повышению максимальной магнитной проницаемости как продольных, так и поперечных образцов. Тем не менее, степень повышения максимальной магнитной проницаемости различна: она составляет 28 % для продольных и лишь 9 % для поперечных образцов. Эти различия обусловлены влиянием предварительной обработки паром на распределение намагниченности в плоскости ленты. Предварительная обработка паром продольных образцов способствует повышению в процессе отжига объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца (ленты) и уменьшению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек его оси. Это происходит вследствие того, что в результате обработки паром закаленного образца повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода образуется поперек оси образца (ленты). В результате этого индуцируемые в этом направлении псевдоодноосные растягивающие напряжения увеличивают объем доменов с намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты при комнатной температуре. Кроме того, такие напряжения усиливают действие закалочных напряжений при высокой температуре, когда влияние анизотропии формы становится несущественным, и по сравнению с обычным отжигом способствуют повышению концентрации внедренных вдоль оси ленты атомов, усиливая эффективность ТО.

Предварительная обработка паром при комнатной температуре образцов, вырезанных поперек оси ленты, также приводит к увеличению объема доменов с намагниченностью, ориентированной поперек оси образца, но уже вдоль ее оси. Поэтому повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов водорода

и кислорода в результате взаимодействия с водяным паром при комнатной температуре создается вдоль оси ленты. Дополнительное растяжение в этом направлении перпендикулярно действию индуцированных закалкой псевдоодноосных растягивающих напряжений во время отжига и приводит к уменьшению объема доменов с намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, т. е. вдоль оси образца. В результате этого при температуре отжига снижается концентрация внедренных в поверхность атомов водорода и кислорода вдоль оси ленты и, следовательно, эффективность термической обработки.

Таким образом, результаты исследования показали, что при термической обработке на воздухе взаимодействие поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа с водяными парами, осуществляемое при нагревании образцов и на начальной стадии изотермической выдержки, оказывает существенное влияние на распределение намагниченности и формируемый в результате термообработки уровень магнитных свойств. Предварительная обработка при комнатной температуре водяным паром поверхности ленты в закаленном состоянии способствует увеличению псевдоодноосных растягивающих напряжений вдоль оси ленты в результате образования в этом направлении во время отжига повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода. При определенных режимах термообработки это приводит к увеличению в результате ТО объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты в ее плоскости, и позволяет существенно повысить эффективность термической обработки на воздухе.

11. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕНТ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ С ПАРОМ ВО ВРЕМЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ

При термообработке на воздухе происходит взаимодействие поверхности ленты с атмосферным водяным паром, вследствие чего атомы водорода и кислорода внедряются в поверхность. При этом создаются преимущественно плоские анизотропные растягивающие напряжения, что является важным фактором в формировании уровня магнитных свойств исследуемых лент. Активность взаимодействия поверхности ленты с паром возрастает при повышении температуры, поэтому исследовали влияние этого взаимодействия на уровень магнитных свойств при температуре изотермической выдержки, повышая при этой температуре концентрацию водяного пара в камере.

Исследование проводили на образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ с положительной магнитострикцией насыщения в форме полос размерами $120 \times 10 \times 0,025$ мм, вырезанных из промышленной ленты производства ОАО «Ашинский металлургический завод». Термообработку образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ осуществляли на воздухе при $360\text{--}420$ °С со скоростью охлаждения около 15 и 40 К/мин. и длительностью изотермической выдержки 5 мин. Образцы сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ отжигали в вакууме при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 1 мин. Поскольку уровень

магнитных свойств после отжига зависит от распределения намагниченности в исходном состоянии ленты [116], для исследований выбирали образцы с одинаковым распределением намагниченности в исходном (закаленном) состоянии.

На рис. 11.1 показано влияние на максимальную магнитную проницаемость обработки паром поверхности ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ во время отжига на воздухе в зависимости от температуры изотермической выдержки (τ). Во всех случаях длительность изотермической выдержки составляла 5 мин. При изотермической выдержке в камеру нагрева подавали пар порциями, чтобы не снизить температуру отжига.

Анализ результатов, представленных на рис. 11.1, показывает, что зависимость μ_{\max} от температуры изотермической выдержки

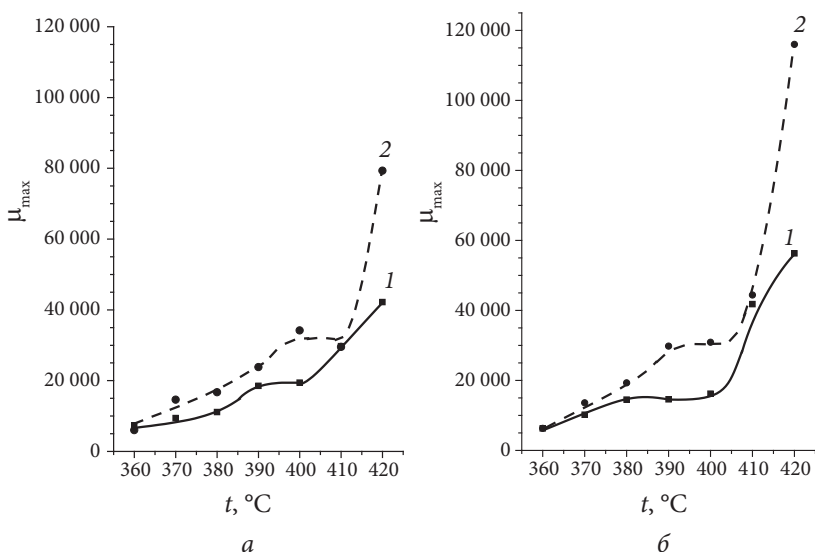


Рис. 11.1. Зависимость максимальной магнитной проницаемости образцов аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от температуры термообработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 (а) и 40 (б) К/мин, совместно паром и без него (кривые 2 и 1 соответственно)

немонотонна. После термической обработки совместно с паром на зависимости $\mu_{\max}(t)$ наблюдается плато, как и после обработки без пара.

Отличительной особенностью является то, что после термообработки образцов с паром плато сдвинуто в область больших температур. Полученный результат объясняется в рамках предположений, выдвинутых в работе [117], что в интервале температур, где наблюдается плато, уже формируется поверхностный аморфно-кристаллический слой, толщина которого меньше оптимальной. Повышение концентрации водяного пара в зоне нагрева приводит к соответствующему увеличению концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода. Это затрудняет протекание процессов поверхностной кристаллизации, в результате чего аморфно-кристаллический слой формируется при более высокой температуре.

На рис. 11.2 представлены зависимости относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью от температуры изотермической выдержки. Видно, что после термообработки без пара при температуре 420 °С формируется состояние ленты с одинаковым относительным объемом доменов с ортогональной намагниченностью при скоростях охлаждения 15 и 40 К/мин. Следовательно, суммарный уровень преимущественно плоских растягивающих напряжений в аморфной матрице, индуцируемых поверхностным аморфно-кристаллическим слоем и внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при взаимодействии с атмосферным водяным паром, практически одинаков. Иная картина наблюдается после термообработки в присутствии водяного пара при изотермической выдержке. Увеличение скорости охлаждения способствует формированию состояния с большим значением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, поскольку повышение концентрации водяного пара в камере нагрева и ограничение протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения приводит к подавлению процессов кристаллизации. Следовательно, толщина поверхностного аморфно-кристаллического слоя, по сравнению с отжигом без пара, несколько уменьшается,

что снижает суммарный уровень индуцируемых преимущественно плоских растягивающих напряжений.

Из рис. 11.1 также видно, что при температурах выше 370 °С взаимодействие поверхности ленты с паром при изотермической выдержке способствует повышению максимальной магнитной проницаемости. При более низких температурах в результате взаимодействия поверхности ленты с паром максимальная магнитная проницаемость не увеличивается, причем на характер ее изменения существенное влияние оказывает скорость охлаждения. Зависимости магнитной проницаемости от поля (рис. 11.3) демонстрируют снижение максимальной магнитной проницаемости после термической обработки на воздухе с паром при 360 °С, длительности изо-

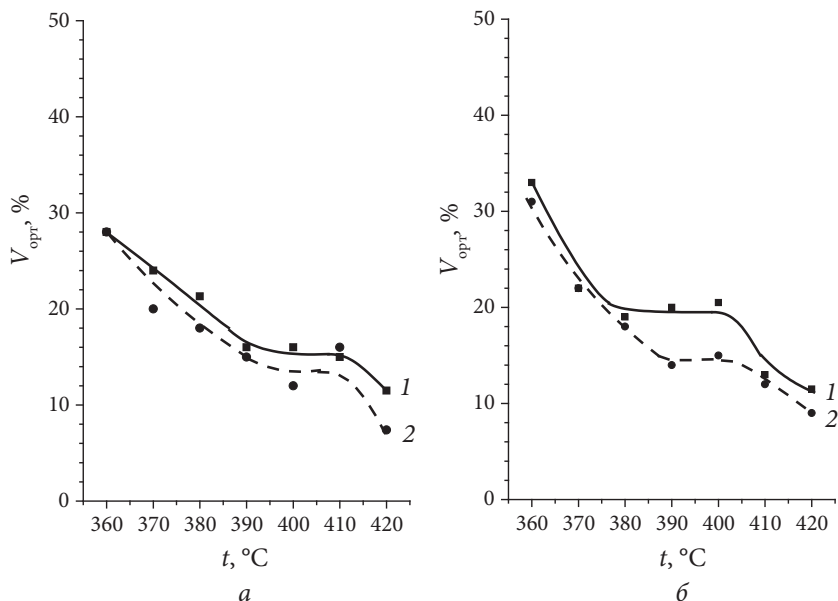


Рис. 11.2. Зависимость относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью в образцах аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от температуры термической обработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 (а) и 40 (б) К/мин., совместно паром и без него (кривые 2 и 1 соответственно)

термической выдержки $\tau = 5$ мин. и скорости охлаждения 15 К/мин. (рис. 11.3, а). Это связано с тем, что при данной температуре преобладающее влияние на распределение намагниченности оказывает энергия анизотропии формы, и результирующая намагниченность в образце ориентирована вдоль его оси (оси ленты), аналогично тому, как это имеет место при комнатной температуре [113]. Поэтому и взаимодействие с паром поверхности ленты аналогичным образом влияет на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость.

На фоне высокого уровня закалочных напряжений плоские растягивающие напряжения, индуцированные внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода, не влияют на относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью.

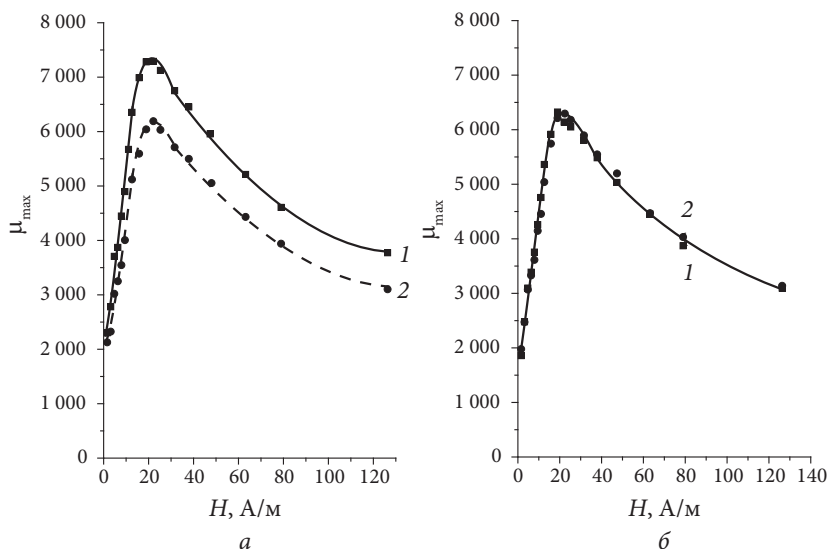


Рис. 11.3. Зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термообработки на воздухе с длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин. (а) и 40 К/мин. (б), с паром и без него (кривые 2 и 1 соответственно)

Поскольку результирующая намагниченность ориентирована вдоль оси ленты, повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода создается поперек ее оси, индуцируя в этом направлении псевдоодноосные плоские растягивающие напряжения. Такие напряжения способствуют переориентации планарной намагниченности, повышая относительный объем доменов с намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты (табл. 11.1, рис. 11.2 и 11.4). Обусловленное этим снижение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты, характеризуемой отношением V_{180}/V_{90} , приводит к уменьшению максимальной магнитной проницаемости (рис. 11.5).

Аналогичное перераспределение намагниченности в плоскости ленты имеет место и при повышении скорости охлаждения до 40 К/мин., что должно приводить к снижению μ_{\max} . Тем не менее, как это видно из рис. 11.2, б, максимальная магнитная проницаемость практически одинакова для отжигов с паром и без пара. Фактором, препятствующим уменьшению максимальной магнитной проницаемости во время термообработки с паром, является некоторое снижение объема доменов с ортогональной намагниченностью, стабилизирующих границы доменов с планарной намагниченностью. Небольшое снижение $V_{\text{орт}}$ после отжига с паром может быть связано с индуцированием более высокого уровня плоских растягивающих напряжений, обусловленных сохранением

Таблица 11.1

Распределение намагниченности в образцах ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки на воздухе при 360 °С с длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. совместно с паром и без него

Состояние ленты	Скорость охлаждения, К/мин.	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	15	28	72	26	46	1,74
ТО + пар		28	72	33	39	1,16
ТО	40	33	67	29	38	1,31
ТО + пар		31	69	34	35	1,01

большей концентрации внедренных в поверхность ленты атомов в результате ограничения протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения.

Пар, подаваемый в камеру нагрева при температурах 370 °С и выше, способствует повышению максимальной магнитной проницаемости. Из рис. 11.1 и 11.2 видно, что в основном это связано с тем, что в результате отжига формируется состояние с меньшими значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. В данном случае создается большая концентрация атомов водорода и кислорода в поверхностном слое ленты, что приводит к индуцированию более высокого уровня преимущественно плоских растягивающих напряжений в аморфной матрице. Дополнительные напряжения в основном и вызывают более сильное уменьшение объема доменов с ортогональной намагниченностью (рис. 11.2) и ослабление степени стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью.

На рис. 11.4 и 11.5 показано влияние отжигов с паром на распределение намагниченности в плоскости ленты.

Видно, что термическая обработка, проводимая совместно с паром, при температурах 360–390 °С и скорости охлаждения 15 К/мин. приводит к повышению относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, и снижению степени остроты магнитной текстуры в ее плоскости (см. рис. 11.4, *а, в* и 11.5, *а*). В интервале температур 400–420 °С значения V_{90} практически не изменяются. Тем не менее, наблюдается некоторое увеличение относительного объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты, за счет снижения объема доменов с ортогональной намагниченностью. Вследствие этого в данном интервале температур происходит и некоторое повышение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты (рис. 11.5, *а*). Повышение скорости охлаждения до 40 К/мин. приводит к изменению характера влияния термообработки с паром на распределение намагниченности в плоскости ленты и степени остроты магнитной текстуры при температурах 400 °С и выше. В этом случае во всем интервале температур после отжига с паром наблюдается увеличение относительного объема доменов с пла-

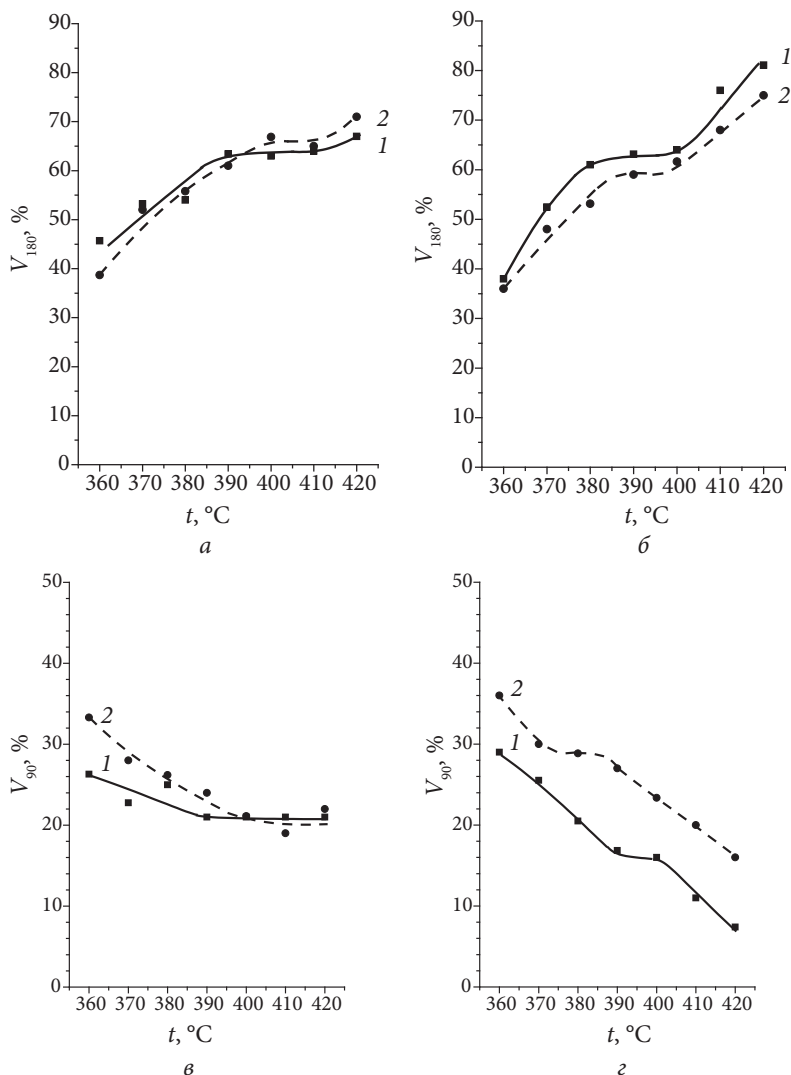


Рис. 11.4. Зависимости относительных объемов доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль (V_{180}) (а и б) и поперек оси ленты (V_{90}) (в и г), в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от температуры термообработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин. (а, в) и 40 К/мин. (б, г), с паром и без него (кривые 2 и 1 соответственно)

нарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, уменьшение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль ее оси, и соответствующее снижение степени остроты магнитной текстуры в ее плоскости. Можно заключить, что этот факт является следствием ограничения протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения.

В работе [117] показано, что после термообработки образцов исследуемого сплава на воздухе с длительностью изотермической выдержки 5 мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин. в интервале температур 360–380 °С сохраняется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты. Вследствие увеличения концентрации в поверхностном слое ленты атомов водорода и кислорода термическая обработка образцов с паром приводит к температурному сдвигу активности процессов кристаллизации в область больших

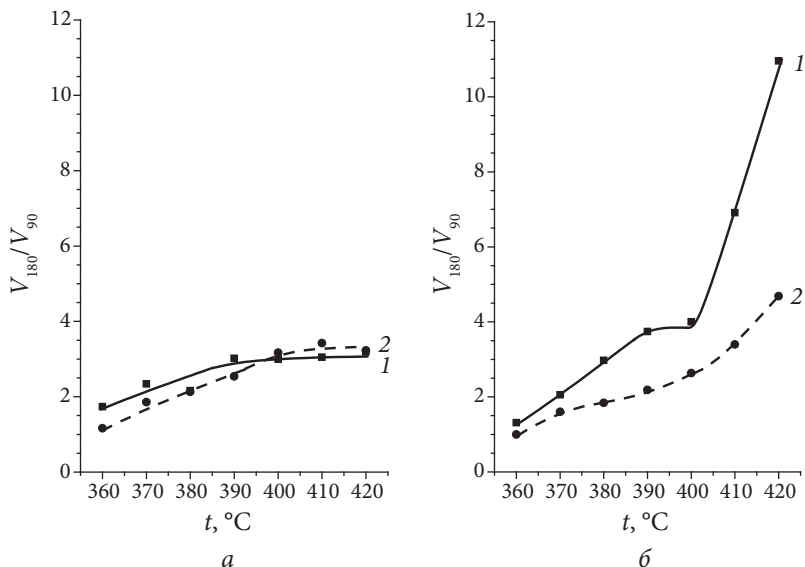


Рис. 11.5. Зависимость степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты в образцах сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ от температуры термообработки на воздухе с изохронной длительностью изотермической выдержки $\tau = 5$ мин. и скоростью охлаждения 15 К/мин. (а) и 40 К/мин. (б), с паром и без него (кривые 2 и 1 соответственно)

температур. Следовательно, можно заключить, что после отжига с паром на распределение намагниченности в интервале температур 360–390 °С основное и определяющее влияние оказывают напряжения, индуцируемые внедрением атомов водорода и кислорода в поверхностный слой ленты. При охлаждении в интервале температур ниже точки Кюри результирующая намагниченность под влиянием энергии анизотропии формы ориентируется вдоль оси ленты, вызывая переориентацию осей пар внедренных в поверхность ленты атомов поперек ее оси, что способствует формированию в этом направлении более высокого уровня псевдоодноосных растягивающих напряжений, которые приводят к дополнительному увеличению значений V_{90} .

При температурах выше 400 °С активность протекания диффузионных процессов достаточно высока. Вследствие этого при той же длительности изотермической выдержки формируется поверхностный аморфно-кристаллический слой, толщина которого уже достаточна для того, чтобы оказывать значительное влияние на распределение намагниченности в ленте. Индуцируемые этим слоем преимущественно плоские растягивающие напряжения способствуют дополнительному уменьшению объема доменов с ортогональной намагниченностью и оказывают влияние на распределение намагниченности в плоскости ленты. Поскольку на стадии охлаждения повышенная концентрация внедренных в поверхность ленты атомов создается поперек оси ленты, вдоль ее оси облегчаются процессы кристаллизации. В результате вдоль оси ленты индуцируются анизотропные растягивающие напряжения, препятствующие переориентации намагниченности поперек ее оси. Вследствие этого не наблюдается увеличение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты после термообработки с паром при температурах изотермической выдержки 400–420 °С.

Кристаллизация поверхности ленты достаточно активно протекает также на стадии охлаждения примерно до 380 °С. Поэтому повышение скорости охлаждения, ограничивающее протекание диффузионных процессов, приводит к формированию поверхностного аморфно-кристаллического слоя, толщина которого существенно

меньше оптимальной. Преобладающее действие псевдоодноосных растягивающих напряжений, индуцируемых в аморфной матрице поперек оси ленты внедренными в ее поверхность атомами водорода и кислорода, способствуют увеличению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной в данном направлении. В результате этого после отжига с паром наблюдается уменьшение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты, и снижение степени остроты магнитной текстуры в ее плоскости при всех температурах изотермической выдержки (рис. 11.4, б, г и 11.5, б).

С целью определения типа адсорбции при взаимодействии водяного пара с поверхностью ленты проводили обработку поверхности ленты водяным паром при комнатной температуре. После этого исследовали влияние пара на распределение намагниченности в ленте. Затем образцы помещали в вакуумную камеру и при комнатной же температуре проводили откачку в течение 20 мин. Чтобы отделить влияние пара от взаимодействия поверхности ленты с атмосферой, использовали контрольные образцы, которые помещали в вакуумную камеру (ВК) без предварительной обработки паром. Влияние вакуумной откачки на распределение намагниченности в закаленном состоянии лент аморфного магнитомягкого сплава Fe–B–Si–C с предварительной обработкой поверхности ленты паром при комнатной температуре и без такой обработки показано в табл. 11.2 и 11.3.

Таблица 11.2

**Влияние вакуумной откачки на распределение намагниченности
в образцах сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$**

Состояние ленты	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
Закаленное	19	81	51	30
Сразу после ВК (20 мин.)	19	81	51	30
Через 144 часа после ВК (20 мин.)	19	81	51	30

Видно, что обработка паром приводит к перераспределению намагниченности в плоскости ленты, а вакуумная откачка практически не оказывает влияния на распределение намагниченности

в образцах как после обработки паром при комнатной температуре, так и без нее. Эффект обработки паром поверхности ленты сохраняется в течение длительного времени [46; 84]. После помещения в ВК образцов с предварительной обработкой паром не происходит перераспределения намагниченности. Следовательно, взаимодействие поверхности ленты с водяным паром не является физической адсорбцией: водород и кислород внедряются в ее поверхность.

Таблица 11.3

Влияние вакуумной откачки на распределение намагниченности в образцах сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после обработки паром

Состояние ленты	$V_{\text{от}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
Закаленное	19	81	65	16
После обработки паром	19	81	55	26
Сразу после ВК (20 мин.)	19	81	56	25
Через 144 часа после ВК (20 мин.)	19	81	55	26

Тем не менее, кроме взаимодействия поверхности ленты с атмосферным водяным паром, должна иметь место физическая или молекулярная адсорбция атмосферного газа, обусловленная действием дисперсионных сил между молекулами газа и поверхностью металла. В этом случае не происходит обобществления и переноса электронов между молекулой и твердым телом, а молекула газа не диссоциирует на атомы. Процесс физической адсорбции обратим. В этом случае при комнатной температуре должен преобладать механизм физической адсорбции, в соответствии с которым молекулы не должны быть связаны с определенными местами поверхности [131; 135; 136], и, следовательно, оказывать существенное влияние на уровень магнитных свойств и распределение намагниченности в ленте. Сложность изучения влияния данного механизма на магнитные свойства исследуемых сплавов заключается в том, что он проявляется на фоне всех остальных механизмов, и его воздействие является сравнительно слабым. Поэтому исследование влияния физической адсорбции на распределение намагниченности проводили на образцах сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после термической обработки не на воздухе, а в вакууме. Такую обработку осуществляли с целью

устранения влияния остальных механизмов взаимодействия металла с газами и атмосферным водяным паром. Для этого измерение магнитных свойств проводили в двух состояниях образцов:

1) после вакуумного отжига и вылеживания образцов в течение суток;

2) сразу и через час после их помещения в вакуумную камеру, варьируя время пребывания в ней. Полученные результаты представлены в табл. 11.4.

Таблица 11.4

Влияние вакуумной откачки на распределение намагниченности образцов сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ отожженных в вакууме при 380 °С

Состояние ленты	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$
ТО в вакууме	14	86	51	35
Сразу после ВК (20 мин.)	14	86	58	28
Через 1 ч после ВК (20 мин.)	14	86	51	35
Сразу после ВК (40 мин.)	14	86	58	28
Через 1 ч после ВК (40 мин.)	14	86	51	35

Исследования показали, что после помещения образцов в вакуумную камеру не происходит изменения объема доменов с ортогональной (планарной) намагниченностью. Тем не менее, сразу после откачки наблюдается перераспределение намагниченности в плоскости ленты: относительный объем доменов с намагниченностью, ориентированной перпендикулярно оси ленты, уменьшается, и увеличивается относительный объем доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль ее оси. По истечении часа после вакуумной откачки распределение намагниченности в плоскости ленты возвращается к исходному. Не наблюдается различия в уровне свойств и распределении намагниченности после откачки в течение 20 и 40 мин. Это означает, что действительно имеет место взаимодействие поверхности ленты с атмосферой, которое носит обратимый характер и обусловлено действием дисперсионных сил.

В случае физической адсорбции в плоскости ленты индуцируются плоские псевдоодноосные напряжения, уровень которых недостаточен для изменения соотношения относительных объемов доменов

с ортогональной и планарной намагниченностью, но в данном случае достаточен для перераспределения намагниченности в плоскости ленты. Происходящее увеличение относительного объема доменов с намагниченностью, ориентированной в плоскости ленты поперек ее оси, может быть связано с анизотропным расположением молекул газов на поверхности ленты, образованием их повышенной концентрации в направлении, перпендикулярном результирующей намагниченности, т. е. поперек оси ленты, и индуцированием в этом направлении псевдоодноосного растяжения поверхности.

Таким образом, результаты проведенных исследований дают нам основание считать, что и в случае физической адсорбции молекулы могут быть связаны с определенными местами поверхности.

12. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕНТ АМОРФНЫХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ С ПАРОМ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Как было показано выше, термическая обработка на воздухе совместно с водяным паром приводит к температурному запаздыванию кривых зависимости максимальной магнитной проницаемости и относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью от температуры изотермической выдержки, что может быть связано с ингибированием процессов поверхностной кристаллизации внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода. На стадии охлаждения имеют место отличительные особенности влияния термообработки с паром и без пара на распределение намагниченности в плоскости ленты, которые находят объяснение в рамках теории направленного упорядочения с учетом процессов кристаллизации на стадии охлаждения. Это демонстрирует важность вклада диффузионных процессов на данной стадии обработки в формирование уровня магнитных свойств. Следовательно, стадии нагрева и охлаждения играют важную роль в формировании уровня магнитных свойств в результате термической обработки. Изучение взаимодействия поверхности ленты аморфного магнитомягкого сплава с водяным паром позволяет понять физические причины, оказывающие влияние на распределение намагниченности и магнитные свойства этих объектов. Поэтому исследовали взаимодействие

поверхности ленты с водяным паром при термообработке на стадиях нагрева и охлаждения.

Исследования проводили на образцах ленты аморфного магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ с положительной магнитострикцией насыщения. Исследуемые образцы имели форму полос размерами $120 \times 10 \times 0,025$ мм. С целью вариации состояний поверхности ленты термообработку на воздухе осуществляли при 400 и 410 °С со скоростью охлаждения 15 и 40 К/мин. и разной длительностью изотермической выдержки (τ). Поскольку уровень магнитных свойств после отжига зависит от распределения намагниченности в исходном состоянии ленты [137], для исследований выбирали образцы с одинаковым распределением намагниченности в исходном (закаленном) состоянии.

Изучение влияния взаимодействия поверхности ленты с водяным паром проводили на образцах исследуемого сплава с разным состоянием поверхности. Для исследований использовали образцы с относительным объемом доменов с ортогональной намагниченностью в закаленном состоянии около 44 % и максимальной магнитной проницаемостью ~ 4000 . На стадии нагрева и охлаждения в камеру подавали пар при температурах 390–410 °С, поскольку в этом интервале температур степень активности диффузионных процессов достаточно высокая и на стадии нагрева намагниченность переориентируется поперек оси ленты (в направлении обусловленных закалкой напряжений).

На рис. 12.1 представлены зависимости магнитной проницаемости от поля для образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термообработки с паром при 410 °С на разных стадиях отжига на воздухе с длительностью изотермической выдержки 20 с. Активность протекания диффузионных процессов при 410 °С достаточно высокая, а $\tau = 20$ с не приводит к заметной кристаллизации поверхности ленты, поскольку оптимальная длительность изотермической выдержки при этой температуре составляет 20 мин. [46].

Видно, что в результате отжига даже при $\tau = 20$ с происходит повышение максимальной магнитной проницаемости из-за частичной релаксации внутренних закалочных напряжений. Ограничение протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения

повышением скорости охлаждения способствует увеличению μ_{\max} вследствие получения состояния ленты с меньшим относительным объемом доменов с ортогональной намагниченностью (рис. 12.1, кривые 1; табл. 12.1). Такое состояние формируется в результате индуцирования в аморфной матрице преимущественно плоских растягивающих напряжений из-за внедрения атомов водорода и кислорода в поверхностный слой ленты при ее взаимодействии с атмосферным водяным паром. Ограничение протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения позволяет сохранить повышенную концентрацию внедренных в поверхность ленты атомов и повысить уровень индуцируемых напряжений.

При термообработке со скоростью охлаждения 15 К/мин. повышение концентрации водяного пара на стадии нагрева приводит к повышению μ_{\max} как за счет некоторого уменьшения объема доменов с ортогональной намагниченностью, так и за счет увеличения

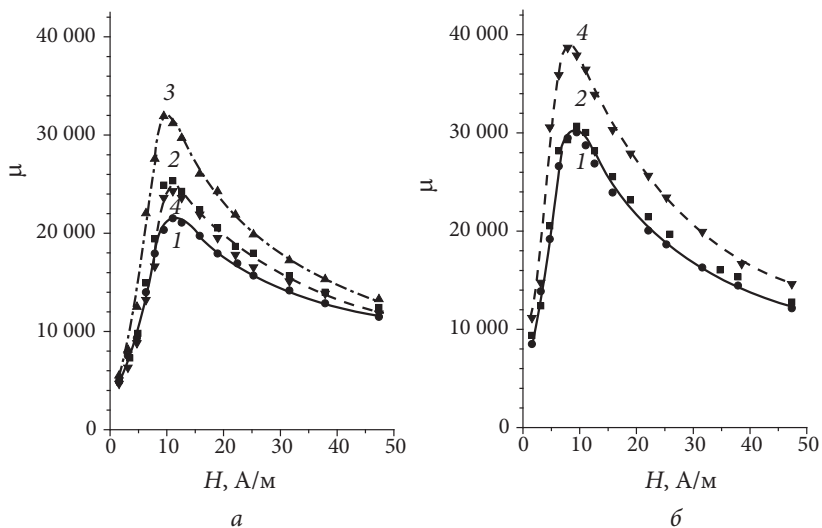


Рис. 12.1. Зависимости магнитной проницаемости от поля образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки при 410°C длительностью изотермической выдержки 20 с с паром на разных стадиях отжига со скоростью охлаждения 15 (а) и 40 (б) К/мин.:

1 — ТО; 2 — нагрев с паром; 3 — охлаждение с паром;
4 — нагрев и выдержка с паром

объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты (рис. 12.1, а, кривая 2; табл. 12.1). При повышенной же скорости охлаждения формируется состояние ленты, аналогичное тому, которое имеет место в результате отжига без пара (рис. 12.1, б, кривая 2; табл. 12.1). Этот факт свидетельствует в пользу того, что в данном случае большую роль в формировании состояния ленты играют диффузионные процессы, протекающие на стадии охлаждения. Меньшая скорость охлаждения способствует дополнительной релаксации внутренних напряжений, что повышает чувствительность ленты к индуцируемым напряжениям. Поэтому возрастает эффективность дополнительных растягивающих напряжений, формируемых большей концентрацией атомов, внедренных на стадии нагрева в поверхность ленты вдоль ее оси. Это влечет за собой увеличение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты.

Термообработка, при которой взаимодействие поверхности ленты с паром осуществляется на стадиях нагрева и изотермической выдержки, не приводит к повышению остроты магнитной текстуры в плоскости ленты. Тем не менее, охлаждение со скоростью 40 К/мин.

Таблица 12.1

Влияние на распределение намагниченности взаимодействия поверхности ленты с водяным паром на разных стадиях термической обработки на воздухе при 410 °С с длительностью изотермической выдержки 20 с

Состояние ленты	Скорость охлаждения, К/мин.	$V_{орт}, \%$	$V_{пл}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	15	16,0	84	23	61	2,7
Нагрев с паром		15,0	85	17,0	68	3,9
Нагрев и выдержка с паром		14	86	22	64	2,9
Охлаждение с паром		12,5	88	28	60	2,1
ТО	40	15,0	85	22	63	2,8
Нагрев с паром		15,0	85	21	64	3,1
Нагрев и выдержка с паром		13,0	87	25	62	2,5

позволяет получить состояние с меньшим объемом доменов с ортогональной намагниченностью и, вследствие этого, большей максимальной магнитной проницаемостью. Состояние с меньшими значениями $V_{\text{орт}}$ обусловлено индуцированием большего уровня преимущественно плоских растягивающих напряжений в результате образования по время отжига большей концентрации внедренных в поверхность ленты атомов и ее сохранения на стадии охлаждения. При охлаждении со скоростью 15 К/мин. формируется меньший уровень плоских растягивающих напряжений, поскольку часть внедренных атомов покидают ее поверхность на стадии охлаждения. Кроме этого, действие плоской компоненты напряжений нивелируется уменьшением анизотропных напряжений, вызванных перераспределением атомов в плоскости ленты. Термическая обработка с паром на стадии охлаждения подтверждает правильность высказанных выше утверждений. Она не приводит к повышению степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты, но способствует формированию преимущественно плоских растягивающих напряжений более высокого уровня, что позволяет в большей степени снизить относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью и в результате этого повысить максимальную магнитную проницаемость.

На рис. 12.2, а и б показано влияние взаимодействия поверхности ленты исследуемого сплава с водяным паром на разных стадиях термообработки на воздухе при 410 °С и длительностью изотермической выдержки 5 мин. и скоростью охлаждения 15 и 40 К/мин. В этом случае имеет место несколько иной характер влияния пара на максимальную магнитную проницаемость, нежели при аморфном состоянии поверхности ленты. Обработка поверхности ленты паром на стадии нагрева при скорости охлаждения 15 К/мин. позволяет получить состояние с наибольшими значениями максимальной магнитной проницаемости (рис. 12.2, а, кривая 2), причем важную роль в данном случае играют процессы поверхностной кристаллизации. Ограничение протекания диффузионных процессов повышением скорости охлаждения на этой стадии термообработки приводит к уменьшению μ_{max} и формированию состояния с большим относительным объемом доменов с ортогональной намагниченностью (рис. 12.2, б; табл. 12.2).

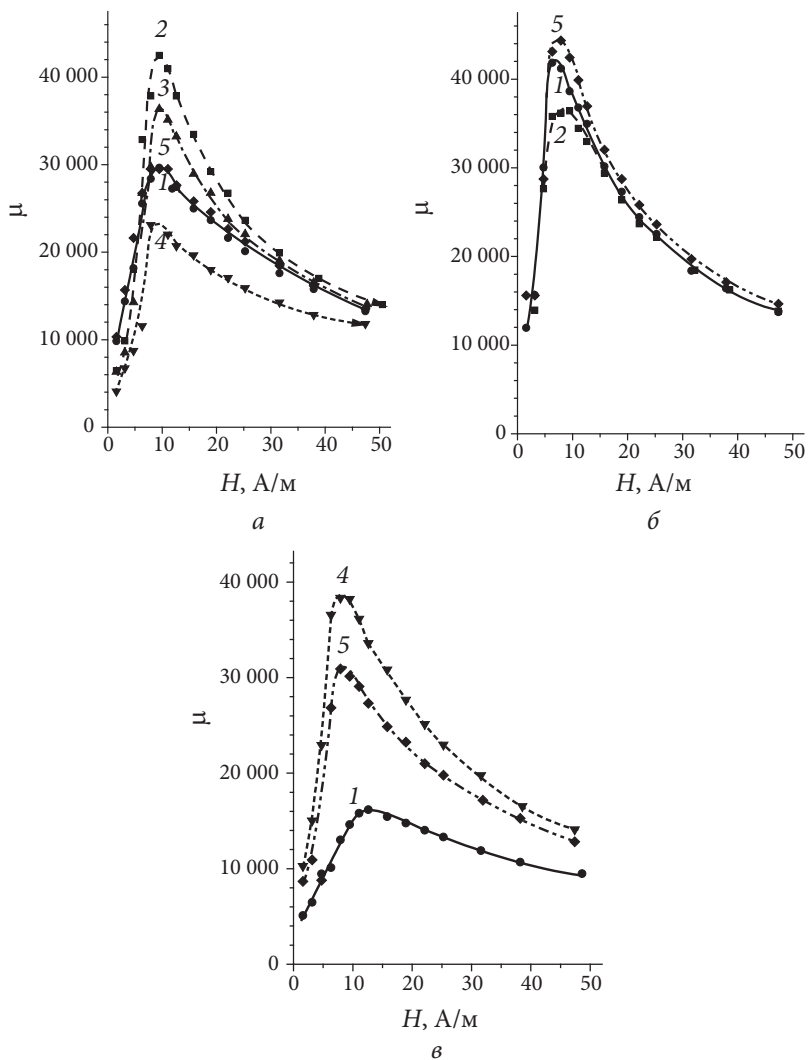


Рис. 12.2. Зависимости магнитной проницаемости от поля образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки при 410 (*a*, *б*) и 400 °C (*в*) длительностью изотермической выдержки 5 мин. с паром на разных стадиях отжига со скоростью охлаждения 15 (*a*) и 40 (*б*, *в*) К/мин. Обозначения кривых:
 1 — ТО; 2 — нагрев с паром; 3 — охлаждение с паром; 4 — нагрев и выдержка с паром; 5 — изотермическая выдержка с паром

Повышение скорости охлаждения способствует сохранению большей концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода и, следовательно, большего уровня индуцируемых ими напряжений. Ингибирование внедренными в поверхность атомами процессов поверхностной кристаллизации способствует формированию поверхностного аморфно-кристаллического слоя меньшей толщины. С этим связано снижение уровня индуцируемых им преимущественно плоских растягивающих напряжений. Уменьшение максимальной магнитной проницаемости и увеличение объема доменов с ортогональной намагниченностью в этом случае может быть обусловлено снижением уровня суммарных преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцируемых этими процессами.

Другим способом изменения соотношения напряжений, индуцируемых внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода и поверхностным аморфно-кристаллическим слоем, является возможность повышения концентрации внедренных

Таблица 12.2

Влияние на распределение намагниченности взаимодействия поверхности ленты с водяным паром на разных стадиях термической обработки на воздухе при 410 °С с длительностью изотермической выдержки 5 мин.

Состояние ленты	Скорость охлаждения, К/мин.	$V_{орт}^?$ %	$V_{пл}^?$ %	$V_{90}^?$ %	$V_{180}^?$ %	V_{180}/V_{90}
ТО	15	15,0	85	21	64	3,1
Нагрев с паром		12,0	88	20	68	3,4
Нагрев и выдержка с паром		15,2	85	27	58	2,1
Изотермическая выдержка с паром		15	85	20	65	3,2
Охлаждение с паром		12,0	88	17	71	4,2
ТО	40	13,0	87	15	72	4,8
Нагрев с паром		13,5	87	17	70	4,1
Изотермическая выдержка с паром		12	88	20	68	3,4

в поверхность атомов увеличением в разумных пределах времени взаимодействия с водяным паром ее поверхности (без заметного окисления).

Видно (рис. 12.2, а, кривая 4), что взаимодействие поверхности ленты с водяным паром на стадии нагрева и изотермической выдержки при скорости охлаждения 15 К/мин. приводит к снижению максимальной магнитной проницаемости, сопровождаемому увеличением объема доменов с ортогональной намагниченностью. Увеличение концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода в этом случае способствует повышению индуцируемых напряжений. С другой стороны, данный факт препятствует поверхностной кристаллизации и приводит к образованию поверхностного аморфно-кристаллического слоя меньшей толщины, что влечет за собой меньший уровень индуцируемых напряжений.

Большие значения объема доменов с ортогональной намагниченностью могут быть обусловлены меньшим уровнем суммарных преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцируемых поверхностным аморфно-кристаллическим слоем и внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода. Некоторое уменьшение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты может быть связано в этом случае с преобладающим действием псевдоодноосного растяжения поперек ее оси в результате анизотропной кристаллизации поверхности, поскольку роль анизотропной кристаллизации возрастает с уменьшением толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя.

Взаимодействие поверхности ленты с водяным паром только во время изотермической выдержки, по сравнению с взаимодействием на стадии нагрева и изотермической выдержки, приводит к меньшей концентрации внедренных в ее поверхность атомов водорода и кислорода и способствует формированию поверхностного аморфно-кристаллического слоя большей толщины.

Тем не менее, при скорости охлаждения 15 К/мин. уровень суммарных индуцированных преимущественно плоских растягивающих напряжений практически одинаков, о чем свидетельствуют значения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью (см. табл. 12.2). Несколько большие значения макси-

мальной магнитной проницаемости, наблюдаемые в данном случае (см. рис. 12.2, а, кривая 5), обусловлены большей степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты, что может быть связано с меньшей анизотропией индуцированных напряжений и влиянием энергии анизотропии формы на распределение намагниченности в плоскости ленты. Повышение скорости охлаждения до 40 К/мин. позволяет повысить значения максимальной магнитной проницаемости. Подавление диффузионных процессов на стадии охлаждения ингибирует процессы поверхностной кристаллизации и препятствует выходу с поверхности атомов водорода и кислорода. В результате сохраняется более высокая концентрация внедренных в поверхность ленты атомов. Это способствует усилению роли преимущественно плоских растягивающих напряжений, обусловленных внедрением атомов, и формированию состояния с меньшим объемом доменов с ортогональной намагниченностью.

Ослабить влияние поверхностного аморфно-кристаллического слоя можно не только повышением скорости охлаждения, но и понижением температуры при достаточно высокой степени активности диффузионных процессов. На рис. 12.2, в и в табл. 12.3 представлены результаты влияния взаимодействия поверхности ленты с водяным паром на разных стадиях термообработки на воздухе при 400 °С с длительностью изотермической выдержки 5 мин. и скоростью охлаждения 40 К/мин. на распределение намагниченности. Видно,

Таблица 12.3

Влияние на распределение намагниченности взаимодействия поверхности ленты с водяным паром на разных стадиях термической обработки на воздухе при 400 °С с длительностью изотермической выдержки 5 мин.

Состояние ленты	Скорость охлаждения, К/мин	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	40	20	80	16	64	4,0
Нагрев и выдержка с паром		12	88	22	66	3,0
Изотермическая выдержка с паром		15	85	23	62	2,7

что в данном случае термообработка ленты при взаимодействии ее поверхности с водяным паром на стадии нагрева и изотермической выдержки наиболее эффективна, аналогично тому, как это имело место для ленты с аморфным состоянием поверхности (см. рис. 12.1, б). При этой обработке формируется состояние с достаточно низкими значениями объема доменов с ортогональной намагниченностью.

Поскольку при охлаждении уменьшается концентрация атомов водорода и кислорода, внедренных при термообработке в поверхность ленты, и продолжается анизотропная кристаллизация поверхности, интересно проследить влияние взаимодействия поверхности ленты с водяным паром на этой стадии. Результаты исследования, представленные на рис. 12.2, а (кривая 3) и в табл. 12.2, показывают, что обработка поверхности ленты на стадии охлаждения позволяет получить состояние с достаточно высокой максимальной магнитной проницаемостью. Повышение концентрации атомов водорода и кислорода приводит к усилению роли индицируемых ими напряжений и препятствует анизотропной кристаллизации поверхности. В результате этого под действием энергии анизотропии формы наблюдаем снижение объема доменов с ортогональной намагниченностью и повышение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты.

Влияние взаимодействия поверхности ленты с паром на разных стадиях термообработки при 410 °С с длительностью изотермической выдержки 20 мин. на максимальную магнитную проницаемость и распределение намагниченности в ленте представлено на рис. 12.3 и в табл. 12.4.

При таком режиме термообработки формируется поверхностный аморфно-кристаллический слой оптимальной толщины [116; 117]. Видно, что повышение скорости охлаждения с 15 до 40 К/мин. во всех исследованных случаях приводит к повышению максимальной магнитной проницаемости. Ограничение диффузионных процессов на стадии охлаждения способствует сохранению повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода. В свою очередь это приводит к формированию более высокого уровня преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцированных внедренными атомами, и дополнительному

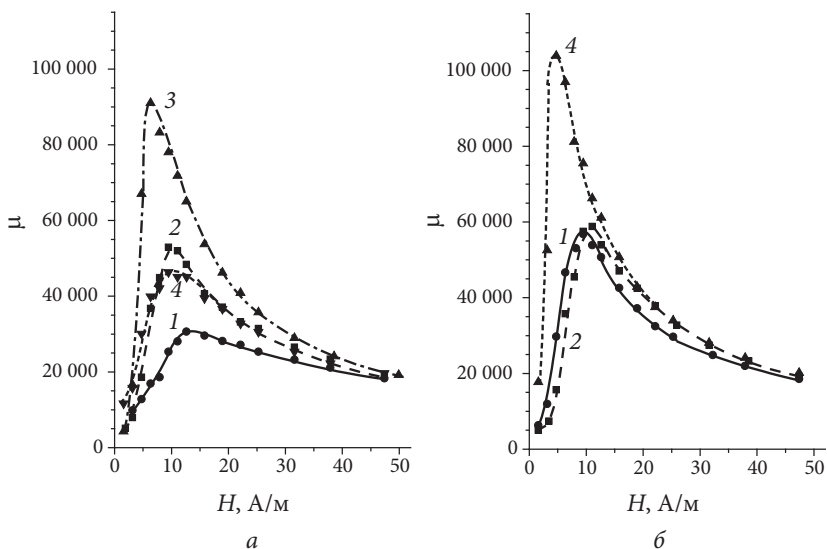


Рис. 12.3. Зависимости магнитной проницаемости от поля образцов сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_9\text{Si}_9\text{B}_{13}$ после термической обработки при 410°C длительностью изотермической выдержки 20 мин. с паром на разных стадиях отжига и скоростью охлаждения 15 (а) и 40 (б) К/мин.:
1 — ТО; 2 — нагрев с паром; 3 — охлаждение с паром;
4 — нагрев и выдержка с паром

Таблица 12.4

Влияние на распределение намагниченности взаимодействия поверхности ленты с водяным паром на разных стадиях термической обработки на воздухе при 410°C с длительностью изотермической выдержки 20 мин.

Состояние ленты	Скорость охлаждения, К/мин	$V_{\text{орг}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{90}, \%$	$V_{180}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	15	11,4	89	27,5	61	2,2
Нагрев с паром		9,0	91	18,5	73	3,9
Нагрев и выдержка с паром		10	90	34	56	1,6
Охлаждение с паром		7,0	93	24,4	69	2,8
ТО	40	8,2	92	21,2	71	3,3
Нагрев с паром		7,0	93	31	62	2,0
Нагрев и выдержка с паром		8,7	91	15,8	75	4,8

уменьшению объема доменов с ортогональной намагниченностью, что является основной причиной повышения максимальной магнитной проницаемости.

Более подробный анализ полученных результатов показывает, что термообработка с применением пара на стадии нагрева со скоростью охлаждения 15 К/мин. способствует повышению максимальной магнитной проницаемости. В результате такой обработки формируется состояние с наименьшими значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Это может быть связано с большим уровнем суммарных преимущественно плоских растягивающих напряжений, поскольку по сравнению с отжигом без пара увеличивается концентрация внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода. Повышение концентрации внедренных атомов вдоль оси ленты на стадии нагрева приводит к увеличению псевдоодноосного растяжения в этом направлении и формированию состояния с наибольшей степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты. Несколько иная картина наблюдается при взаимодействии поверхности ленты на стадии нагрева и изотермической выдержки. В результате термообработки имеет место уменьшение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты, что является причиной некоторого уменьшения максимальной магнитной проницаемости. В этом случае длительность изотермической выдержки является достаточной для релаксации внутренних закалочных напряжений. Поскольку температура изотермической выдержки ниже точки Кюри, во время выдержки происходит переориентация намагниченности вдоль оси ленты. Этому способствует влияние энергии анизотропии формы и псевдоодноосное растяжение внедренными в поверхность ленты атомами на стадии нагрева. Поэтому на стадии изотермической выдержки повышается концентрация внедренных в поверхность атомов поперек оси ленты, ингибируя анизотропную кристаллизацию и нивелируя эффект взаимодействия поверхности ленты с паром на стадии нагрева. Увеличение намагниченности насыщения при охлаждении приводит к перераспределению внедренных атомов в плоскости ленты, усиливая величину псевдоодноосного растяжения поперек оси ленты.

Обработка поверхности ленты паром на стадии охлаждения позволяет существенно повысить максимальную магнитную проницаемость в результате формирования состояния с наименьшим относительным объемом доменов с ортогональной намагниченностью. Это является следствием увеличения уровня суммарных преимущественно плоских растягивающих напряжений в результате формирования состояния с повышенной концентрацией внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода в результате взаимодействия с водяным паром. Распределение намагниченности в плоскости ленты определяется влиянием энергии анизотропии формы и анизотропных напряжений, индуцируемых внедренными атомами и поверхностной кристаллизацией ленты.

Взаимодействие поверхности ленты с паром на стадии нагрева при термообработке с повышенной скоростью охлаждения также способствует получению состояния с наименьшим относительным объемом доменов с ортогональной намагниченностью, на формирование которого существенное влияние оказывает уровень суммарных преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцируемых поверхностной кристаллизацией и внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода. Тем не менее, степень остроты магнитной текстуры в плоскости ленты в этом случае ниже, чем после термической обработки без пара, поэтому значения максимальной магнитной проницаемости в этом случае практически одинаковы (см. рис. 12.3, кривые 1 и 2).

Анизотропия напряжений в плоскости ленты, обусловленная поверхностной кристаллизацией, в этом случае выражена наиболее ярко. Поскольку взаимодействие поверхности ленты с паром на стадии нагрева приводит к образованию более высокой концентрации внедренных атомов вдоль ее оси, величина плоских псевдоодноосных растягивающих напряжений, индуцируемых анизотропной поверхностной кристаллизацией поперек оси ленты, выше. Ингибирование поверхностной кристаллизации внедренными в поверхность ленты атомами и ограничение протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения способствуют формированию поверхностного аморфно-кристаллического слоя несколько меньшей толщины, что усиливает роль растягивающих напряжений

поперек оси ленты в ее плоскости и оказывает влияние на степень остроты магнитной текстуры.

К наибольшему эффекту повышения максимальной магнитной проницаемости в результате термообработки с повышенной скоростью охлаждения приводит взаимодействие поверхности ленты с паром на стадии нагрева и изотермической выдержки. Ограничение протекания диффузионных процессов на стадии охлаждения позволяет сохранить повышенную концентрацию внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода. Это повышает уровень суммарных преимущественно плоских растягивающих напряжений и способствует формированию состояния с достаточно низкими значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Но основной причиной повышения максимальной магнитной проницаемости является повышение степени остроты магнитной текстуры в плоскости ленты в результате такого отжига. Повышенная скорость охлаждения препятствует увеличению псевдоодноосных растягивающих напряжений поперек оси ленты в ее плоскости, усиливая роль энергии анизотропии формы при формировании степени остроты магнитной текстуры.

13. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ И ХИМИЧЕСКИ АКТИВНОЙ СРЕДЫ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

В работе [2] при исследовании аморфных сплавов на основе кобальта для одного из сплавов системы Co–Fe–Ni–Cr–Si–B была обнаружена экстремальная зависимость магнитострикции λ_s от температуры отжига с двойным переходом ее через нуль в области низких и высоких температур, оказывающая влияние на формирование магнитных свойств при термообработке. Интересная особенность сплавов на основе кобальта с близкой к нулю магнитострикцией насыщения, заключающаяся в зависимости значений λ_s и ее знака от температуры отжига с длительностью изотермической выдержки 30 мин. для сплава $\text{Co}_{69}\text{Fe}_{3,7}\text{Cr}_{3,8}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{11}$, обнаружена также в работе [122]. Показано, что для сплава с $\lambda_s = +1 \cdot 10^{-7}$ в исходном состоянии, максимальные значения магнитострикции насыщения $+5 \cdot 10^{-7}$ достигаются при температуре отжига около 300 °С, при 350 °С формируется состояние с близкой к нулю магнитострикцией насыщения, а при 380 °С магнитострикция насыщения отрицательна. Зависимость λ_s от температуры отжига с длительностью изотермической выдержки 30 мин. для сплава $\text{Co}_{69}\text{Fe}_{3,7}\text{Cr}_{3,8}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{11}$ по данным работы [122] показана на рис. 13.1.

Тем не менее, связывать формируемый после термообработки уровень магнитных свойств с температурной зависимостью магни-

тострикции насыщения не совсем корректно. Поскольку формирование структурного состояния зависит не только от температуры отжига, но и от других параметров термической обработки, правильнее связывать знак магнитострикции со структурным состоянием ленты, которое, как это показано в работе [123], может изменяться после термообработки и при комнатной температуре в результате ее вылеживания. В связи с этим вопросы, касающиеся оптимизации магнитных свойств аморфных сплавов на основе кобальта с помощью термообработки на воздухе, являются более сложными, нежели для сплавов на основе железа, и требуют дополнительного изучения. Магнитомягкие сплавы на основе кобальта эксплуатируются в разных условиях, чаще всего на воздухе. Воздушная среда обладает определенной влажностью, а вода является химически активной средой по отношению к поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов. В результате химической реакции элементов поверхности ленты с водой происходит ее оксидирование и наводороживание, которое оказывает влияние на распределение намагниченности и уровень магнитных свойств. Следовательно, изучение влияния взаимодействия поверхности ленты с водой весьма актуально. Поэтому в настоящем разделе работы представлены результаты исследования влияния термической обработки на воздухе при температурах 350 и 380 °С с разной длительностью

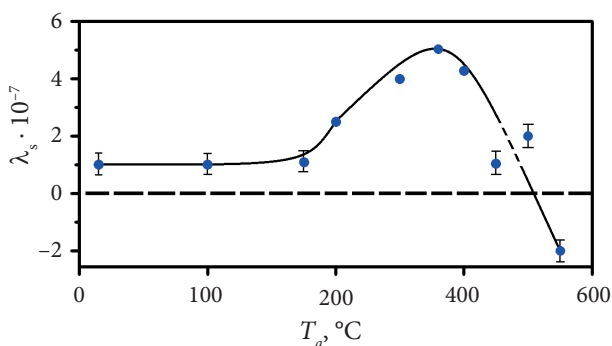


Рис. 13.1. Зависимость магнитострикции насыщения от температуры отжига с длительностью изотермической выдержки 30 мин. для сплава $\text{Co}_{69}\text{Fe}_{3,7}\text{Cr}_{3,8}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{11}$ [118]

изотермической выдержки и взаимодействия поверхности ленты с водой на распределение намагниченности и магнитные свойства сплава АМАГ172 (Co–Fe–Ni–Cr–Si–B).

Исследования проводили на образцах в форме полос размерами $120 \times 10 \times 0,025$ мм, вырезанных из промышленной ленты производства НИИМЭТ (Калуга). Обработку паром осуществляли при комнатной температуре, выдерживая образцы в зоне пара в течение 10 мин., температура пара в зоне нахождения образцов составляла 95°C . Для предотвращения нагрева образца его концы закрепляли с помощью массивных теплоотводящих держателей, основная часть которых находилась вне зоны пара. Так как уровень внутренних напряжений в исходном (закаленном) состоянии ленты высок, а значения магнитострикции насыщения малы, чувствительность к напряжениям, индуцируемым внедренными в поверхность атомами водорода и кислорода, достаточно низкая. Поэтому исследование влияния воды на распределение намагниченности и магнитные свойства проводили на образцах после термической обработки. Исследуемые образцы помещали в ванну с водой и выдерживали в течение 15 мин. Ранее проведенные исследования показали, что этого времени достаточно для получения информации о влиянии воды на магнитные свойства, при этом не происходит заметного окисления поверхности ленты [131].

С целью определения знака магнитострикции насыщения в исходном состоянии ленты проводили обработку ее поверхности водяным паром при комнатной температуре. Возможность обработки поверхности ленты паром для определения знака магнитострикции насыщения показана в работе [123]. Полученные результаты представлены в табл. 13.1.

Таблица 13.1

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности в закаленном состоянии аморфного сплава АМАГ172 до и после обработки паром

Состояние ленты	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{\text{пл}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
Закаленное	106 000	12	88	64	24	2,70
Обработка паром	117 000	12	88	71	17	4,22

Видно, что обработка поверхности ленты паром не приводит к изменению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, поскольку уровень закалочных напряжений больше уровня напряжений, индуцируемых внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода. Тем не менее, индуцируемые внедренными атомами напряжения способствуют перераспределению намагниченности в плоскости ленты: увеличению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты. Вследствие этого после обработки поверхности ленты паром наблюдается некоторое повышение максимальной магнитной проницаемости. Известно, что обработка поверхности ленты паром, приводящая при комнатной температуре к образованию повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода поперек оси ленты в ее плоскости, индуцирует в этом направлении псевдоодноосные растягивающие напряжения. В этом случае увеличение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты, возможно в материале с отрицательной магнитострикцией. Следовательно, лента исследуемого сплава в исходном (закаленном) состоянии обладает отрицательной магнитострикцией насыщения, что соответствует данным, приведенным в Каталоге продукции ОАО «Российская электроника» [138].

Результаты по влиянию взаимодействия поверхности ленты с водой на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость предварительно отожженных образцов аморфного сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B представлены в табл. 13.2–13.5. Из табл. 13.2 видно, что обработка водой поверхности ленты, отожженной на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки (τ) 10 мин. приводит к некоторому повышению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Кроме этого, она способствует перераспределению намагниченности в плоскости ленты, увеличивая объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль ее оси, т. е. в этом случае плоские растягивающие напряжения, индуцируемые внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода, приводят к переориентации намагниченности перпендикулярно растягивающим

напряжениям. Аналогично этому псевдоодноосное растяжение в плоскости поперек оси ленты, обусловленное возникновением повышенной концентрации внедренных атомов в этом направлении, способствует переориентации намагниченности в плоскости ленты вдоль ее оси. Такое поведение соответствует состоянию ленты с отрицательной магнитострикцией насыщения. Следовательно, в результате термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 10 мин. формируется состояние с отрицательной магнитострикцией насыщения, что не противоречит данным работы [92], а обработка поверхности ленты водой так же, как и обработка поверхности паром, позволяет получить информацию о знаке магнитострикции насыщения.

Несколько другой характер воздействия воды на распределение намагниченности имеет место после термообработки при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин. Видно (см. табл. 13.3), что в этом случае взаимодействие поверхности ленты с водой приводит к существенному снижению объема доменов с ортогональной намагниченностью, что является основной причиной повышения максимальной магнитной проницаемости. В плоскости ленты намагниченность переориентируется в направление псевдоодноосных растягивающих напряжений, т. е. поперек оси ленты. Переориентация намагниченности в направлении растягивающих напряжений характерна для сплавов с положительной магнитострикцией насыщения. Это означает, что после термообработки при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин.

Таблица 13.2

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности аморфного сплава АМАГ172 после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 10 мин. и после обработки водой ($\lambda_s < 0$)

Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	410 000	13,0	70	16,8	4,2
Вода	400 000	14,3	78	8,0	10,0
ТО	340 000	10,6	59	30	1,9
Соленая вода	370 000	10,5	82	7,4	11,2

в ленте исследуемого сплава формируется состояние с положительной магнитострикцией насыщения. Исследование возможного влияния растворенных в воде примесей проводили на примере раствора поваренной соли (3,5 % NaCl). Полученные результаты для этого случая представлены на рис. 13.2 и в табл. 13.3.

Таблица 13.3

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности аморфного сплава АМАГ172 после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин. и после обработки водой ($\lambda_s > 0$)

Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орг}}, \%$	$V_{180^\circ}, \%$	$V_{90^\circ}, \%$	$V_{180^\circ}/V_{90^\circ}$
ТО	250 000	67	29,8	3,2	9,3
Вода	350 000	14,5	63	22,2	2,9
ТО	250 000	56	40	4,4	9,0
Соленая вода	350 000	12,4	61	26,7	2,3

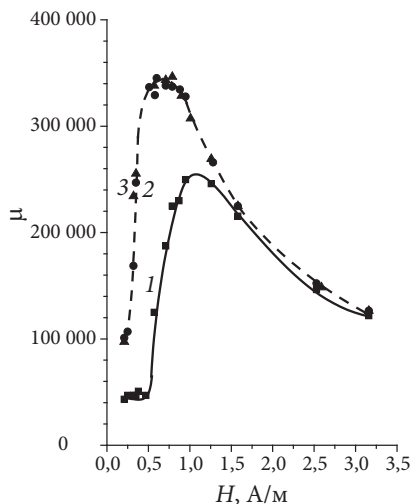


Рис. 13.2. Зависимости магнитной проницаемости от поля, измеренные на образцах сплава АМАГ172 после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки $\tau = 40$ мин., и последующих обработок водой и соленой водой (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

Видно, что не наблюдается существенного различия по влиянию на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость обработки поверхности ленты пресной и соленой водой. Наблюдаемое смещение максимума магнитной проницаемости в область более слабых полей в этом случае связано с уменьшением относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью и снижением вследствие этого стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью.

Результаты исследования взаимодействия с водой поверхности ленты аморфного сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B, предварительно отожженного на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 10 мин., представлены в табл. 13.4. Видно, что обработка поверхности ленты пресной водой практически не приводит к изменению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, лишь после воздействия соленой воды $V_{\text{орт}}$ несколько уменьшается. Тем не менее, и в том, и в другом случае в плоскости ленты наблюдается увеличение объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси ленты, т.е. в направлении плоских псевдоодноосных растягивающих напряжений, индуцированных внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода. Такое перераспределение намагниченности соответствует состоянию с небольшими положительными значениями магнитострикции насыщения.

Качественно аналогичные результаты взаимодействия поверхности ленты с водой получены для образцов сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B,

Таблица 13.4

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности аморфного сплава АМАГ172 после термообработки на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 15 мин. и после обработки водой ($\lambda_s > 0$)

Состояние ленты	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	540 000	10,7	67	22	3,1
Вода	510 000	10,5	58	32	1,82
ТО	500 000	9,8	62	28	2,25
Соленая вода	500 000	9,0	55	36	1,52

отожженных при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин. (табл. 13.5). Отличительной особенностью является обработка водой поверхности ленты образцов, у которых после отжига наблюдаются сравнительно высокие значения относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. В этом случае обработка поверхности ленты водой приводит к существенному снижению $V_{\text{орт}}$ и повышению максимальной магнитной проницаемости. На основе анализа результатов можно заключить, что и в этом случае формируется состояние ленты с положительной магнитострикцией насыщения.

Таблица 13.5

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности аморфного сплава АМАГ172 после термообработки на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 40 мин. и после обработки водой ($\lambda_s > 0$)

Состояние ленты	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	520 000	32	51	17,0	3,0
Вода	640 000	17	49	34	1,45
ТО	570 000	15	62	22,7	2,75
Соленая вода	550 000	15	51	34	1,50

Таким образом, исследование влияния взаимодействия поверхности лент аморфного магнитомягкого сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B с водой на распределение намагниченности позволило определить знак магнитострикции насыщения в состоянии, формируемом после термических обработок. Это способствует выявлению физических причин формирования магнитных свойств в результате термических обработок на воздухе для каждого конкретного случая. С этой точки зрения проанализируем результаты влияния термообработки на воздухе на уровень магнитных свойств.

На рис. 13.3 и в табл. 13.6 представлены результаты влияния термообработки при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 21 с на магнитные свойства исследуемых образцов с разными значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии: 3; 6 и 12 %.

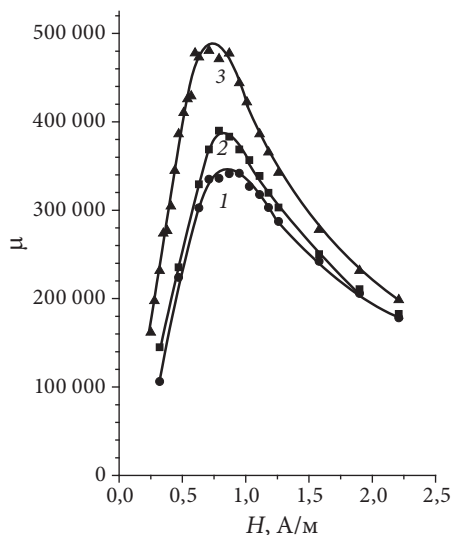


Рис. 13.3. Зависимость магнитной проницаемости от поля после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки $\tau = 21$ с, измеренные на образцах сплава АМАГ172 со значениями объема доменов с ортогональной намагниченностью в закаленном состоянии 3, 6 и 12 % (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

Таблица 13.6

Влияние термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки $\tau = 21$ с на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость

Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
Закаленное	114 000	6,0	81	13,0	6,0
ТО	390 000	3,8	88	9,0	10,1
Закаленное	11 300	12	71	17,0	4,2
ТО	480 000	1,6	95	3,0	27,2
Закаленное	179 000	3	86	11,0	7,6
ТО	300 000	9,8	83	8,0	10,8

В соответствии с эмпирической формулой для расчета оптимальной длительности изотермической выдержки, полученной для аморфных магнитомягких сплавов с положительной магнитострикцией насыщения [8], $\tau = 21$ с должна быть оптимальной для образцов со значением $V_{\text{орт}} = 6\%$ в исходном состоянии. Для образцов, которые в закаленном состоянии имели значения $V_{\text{орт}} = 3\%$, такая длительность изотермической выдержки была выше оптимальной, а для образцов с $V_{\text{орт}} = 12\%$ — ниже оптимальной. Тем не менее, анализ результатов, представленных в табл. 13.6 и на рис. 13.2, показывает, что наибольшее значение максимальной магнитной проницаемости наблюдается после термообработки с длительностью изотермической выдержки ниже оптимальной. В этом случае формируется состояние ленты с наименьшими значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью и наибольшей степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты (V_{180}/V_{90}).

С целью выявления причин такого результата и определения знака магнитострикции насыщения образцы после отжига обрабатывали паром. Полученные результаты представлены в табл. 13.7, из которой видно, что обработка паром слабо влияет на объем доменов с ортогональной намагниченностью. Тем не менее, она способствует перераспределению намагниченности в плоскости ленты, увеличивая степень остроты магнитной текстуры. Таким образом, плоские псевдоодноосные растягивающие напряжения, индуцируемые поперек оси ленты внедренными в поверхность атомами водорода и кислорода при взаимодействии поверхности ленты

Таблица 13.7

Влияние обработки паром образцов, отожженных при 380 °С с длительностью изотермической выдержки $\tau = 21$ с на распределение намагниченности и максимальную магнитную проницаемость ($\lambda_s < 0$)

Состояние ленты	μ_{max}	$V_{\text{орт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО	320 000	4,2	84	12,0	7,2
Пар	340 000	4,6	89	6,4	13,3
ТО	390 000	3,7	86	10,3	8,6
Пар	390 000	3,7	90	6,3	13,9

с паром, способствуют уменьшению объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной в направлении растяжения. Это соответствует формированию состояния с отрицательной магнитострикцией.

Следовательно, в этом случае индуцирование плоских растягивающих напряжений внедрением атомов водорода и кислорода в поверхностный слой ленты во время термообработки и формированием поверхностного аморфно-кристаллического слоя приводит к увеличению относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью. Это способствует усилению стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью и снижению максимальной магнитной проницаемости. Поэтому в результате термообработки с длительностью изотермической выдержки ниже оптимальной формируется состояние с более низким уровнем индуцированных плоских растягивающих напряжений и, следовательно, с наименьшим объемом доменов с ортогональной намагниченностью и наибольшими значениями максимальной магнитной проницаемости.

Зависимость относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью от длительности изотермической выдержки, приведенная на рис. 13.4, показывает, что вплоть до $\tau = 30$ мин. наблюдается сравнительно слабое увеличение $V_{\text{орт}}$. Последующее увеличение длительности изотермической выдержки приводит к резкому повышению объема доменов с ортогональной намагниченностью. При $\tau = 40$ мин. значения $V_{\text{орт}}$ достигают 67 % (см. также табл. 13.3).

Анализ состояния ленты по нашим данным и результатам, приведенным в работе [83], показывает, что после отжига при 380°C вплоть до длительности изотермической выдержки 30 мин. формируется состояние ленты с отрицательной магнитострикцией насыщения. Некоторое увеличение объема доменов с ортогональной намагниченностью в этом случае вызывает преимущественно плоские растягивающие напряжения, индуцированные внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода и частичной кристаллизацией поверхности. Повышение длительности изотермической выдержки способствует росту толщины поверхностного аморфно-кристаллического слоя и усилению преимущественно

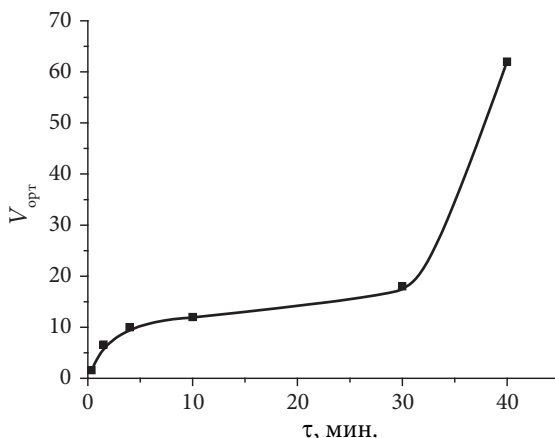


Рис. 13.4. Зависимость относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью от длительности изотермической выдержки во время термообработки на воздухе при 380 °C для аморфного сплава АМАГ172

плоских растягивающих напряжений, которые при отрицательной магнитострикции насыщения приводят к повышению $V_{орт}$. Смена знака магнитострикции насыщения и усиление роли объемной компоненты растягивающих напряжений, индуцированных поверхностным аморфно-кристаллическим слоем, толщина которого существенно превышает оптимальную, при $\tau > 30$ мин. приводят к резкому росту объема доменов с ортогональной намагниченностью и способствуют уменьшению максимальной магнитной проницаемости (рис. 13.5).

Анализ распределения намагниченности в образцах аморфного сплава Co–Fe–Ni–Cr–Si–B после термообработки на воздухе при 380 °C (табл. 13.8) показывает, что термообработка с длительностью изотермической выдержки 40 мин. приводит к формированию состояния с большей степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты.

Это может быть связано с протеканием диффузионных процессов на стадии охлаждения [78]. При охлаждении ниже точки Кюри энергия анизотропии формы способствует ориентации результирующей намагниченности в плоскости ленты вдоль ее оси, поэтому

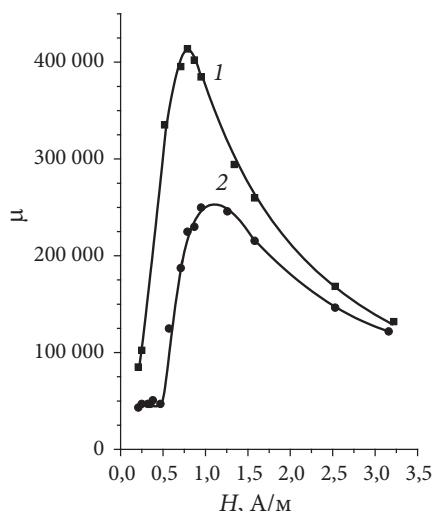


Рис. 13.5. Зависимость магнитной проницаемости от поля образцов сплава АМАГ172 после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 10 и 40 мин. (кривые 1 и 2 соответственно)

Таблица 13.8

Максимальная магнитная проницаемость и распределение намагниченности аморфного сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B после термообработки на воздухе

Состояние ленты	μ_{\max}	$V_{\text{опт}}, \%$	$V_{180}, \%$	$V_{90}, \%$	V_{180}/V_{90}
ТО 380 °С, $\tau = 10$ мин.	380 000	11,8	64	24,2	2,6
ТО 380 °С, $\tau = 40$ мин.	250 000	62	35	3,8	9,1
ТО 350 °С, $\tau = 15$ мин.	520 000	10,3	65	24,7	2,6
ТО 350 °С, $\tau = 40$ мин.	540 000	23,5	56	19,8	2,8

в результате взаимодействия поверхности с атмосферным водяным паром поперек оси ленты образуется повышенная концентрация внедренных в поверхность атомов водорода и кислорода, индуцируя в этом направлении псевдоодноосное растяжение. Повышенная концентрация внедренных атомов противодействует анизотропной кристаллизации поверхности ленты, которая, в свою очередь, индуцирует

псевдоодноосное растяжение вдоль ее оси. Комплексное воздействие этих факторов и энергии анизотропии формы формирует состояние с определенной степенью остроты магнитной текстуры в плоскости ленты. В данном случае преобладающее действие растягивающих напряжений вдоль оси ленты, обусловленных анизотропной кристаллизацией поверхности, преобладает, способствуя переориентации намагниченности поперек оси ленты для состояния с отрицательной магнитострикцией насыщения (при $\tau = 10$ мин.) и вдоль ее оси при положительной магнитострикции насыщения в ленте (при $\tau = 40$ мин.).

Термическая обработка на воздухе при 380°C с длительностью изотермической выдержки 40 мин. формирует состояние с более низкими значениями коэрцитивной силы, что связано с большим вкладом в намагничивание и перемагничивание ленты обратимых процессов вращения намагниченности. При этом достигаются и меньшие значения потерь на гистерезис (рис. 13.6, а и б).

Тем не менее, удельные магнитные потери исследуемых образцов, измеренные при частоте 1 000 Гц после отжига с $\tau = 40$ мин., несколько выше (рис. 13.7, а). Это обусловлено большей степенью стабилизации границ доменов с планарной намагниченностью доменами с ортогональной намагниченностью, вследствие чего повышается скорость движения доменных границ при динамическом перемагничивании.

Как это было показано выше, термообработка на воздухе при 350°C с длительностью изотермической выдержки 40 мин. способствует формированию состояния с положительной магнитострикцией насыщения и большими значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью (см. табл. 13.8). Это обусловлено влиянием объемной компоненты растягивающих напряжений при толщине поверхностного аморфно-кристаллического слоя, превышающей оптимальную. При положительной магнитострикции насыщения такие напряжения способствуют переориентации намагниченности в направлении, перпендикулярное плоскости ленты. Повышение роли процессов вращения намагниченности в результате термообработки с $\tau = 40$ мин. при индукции выше 0,3 Тл приводит к уменьшению коэрцитивной силы, потерь на гистерезис и удельных магнитных потерь (см. рис. 13.7, б и 13.8).

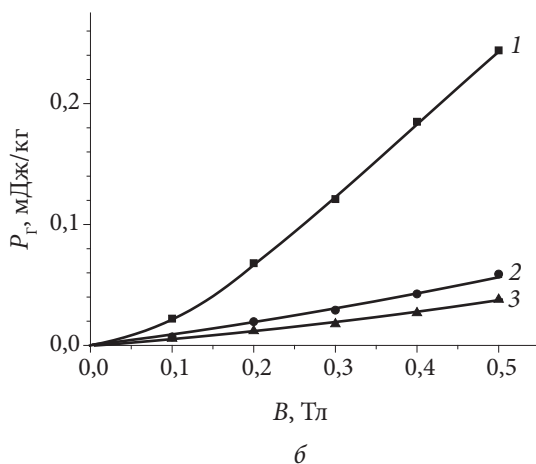
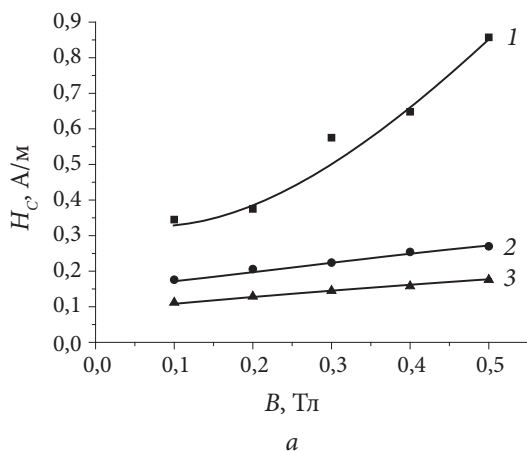


Рис. 13.6. Зависимость коэрцитивной силы H_c (а) и потерь на гистерезис P_γ (б) от индукции образцов сплава АМАГ172 в закаленном состоянии и после термообработки на воздухе при 380 °С с длительностью изотермической выдержки 10 и 40 мин. (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

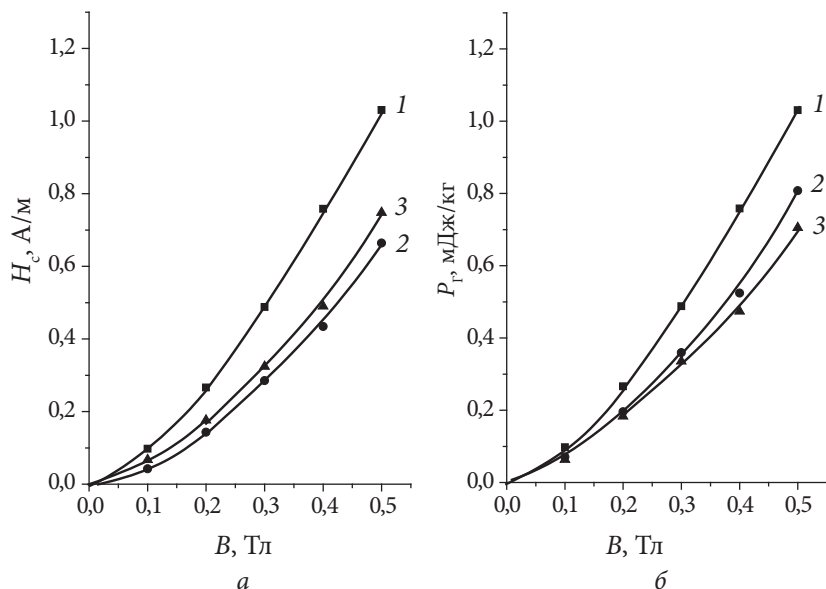


Рис. 13.7. Зависимости удельных магнитных потерь при 1 000 Гц от индукции в образцах сплава Co-Fe-Ni-Cr-Si-B в исходном состоянии (кривые 1) и после термообработок на воздухе при 380 °C (а) и длительности изотермической выдержки 10 и 40 мин. (кривые 2 и 3); при 350 °C (б) с длительностью изотермической выдержки 15 и 40 мин. (кривые 2 и 3)

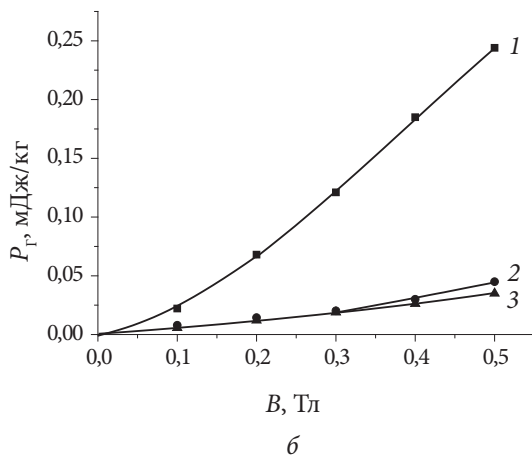
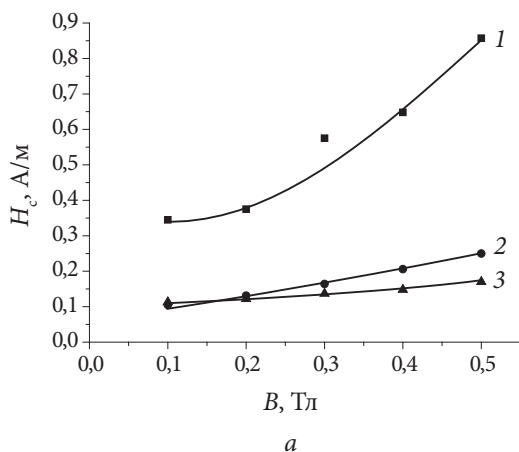


Рис. 13.8. Зависимость коэрцитивной силы H_c (а) и потерь на гистерезис P_r (б) от индукции образцов сплава АМАГ172 в закаленном состоянии и после термообработки на воздухе при 350 °С с длительностью изотермической выдержки 10 и 40 мин. (кривые 1, 2 и 3 соответственно)

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА «ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ В ЛЕНТАХ МАГНИТОМЯГКИХ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ»

I. Методика определения распределения намагниченности по корреляционной зависимости относительной величины остаточной индукции, измеренной по частным петлям гистерезиса от максимальной индукции $B_r/B_s(B_m)$

В лентах быстрозакаленных сплавов кристаллографическая анизотропия подавлена, и достаточно большую роль в распределении намагниченности играет энергия анизотропии формы. Поэтому имеет смысл распределение намагниченности определять в направлениях выделенных геометрий образца, т. е. в рамках модели, схематично изображенной на рис. 1. Поскольку распределение намагниченности в лентах быстрозакаленных сплавов является достаточно сложным, то, по сути, в этом случае речь идет о проекциях намагниченности на выделенные направления.

При этом имеют место следующие обозначения относительных объемов: $V_{\text{орт}}$ (или V_{\perp}) — объем образца с ортогональной (перпендикулярной к плоскости ленты) намагниченностью; $V_{\text{пл}}$ (или V_{\parallel}) — объем образца с планарной (ориентированной в плоскости ленты) намагниченностью; V_{180} и V_{90} — объемы образца с намагниченностью, ориентированной в плоскости ленты вдоль и поперек ее оси.

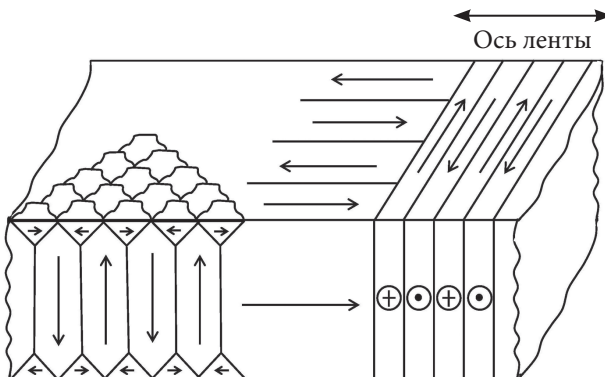


Рис. 1. Схематическое представление распределения намагниченности (магнитных фаз) в ленте аморфного сплава и введенные обозначения

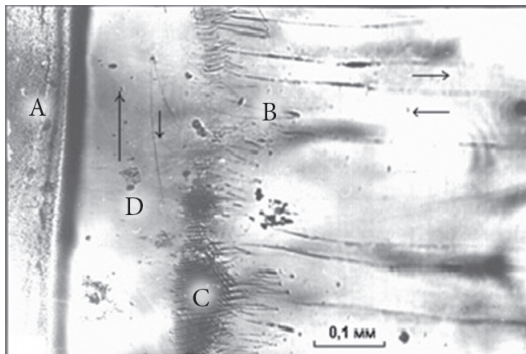


Рис. 2. Вид поверхностной доменной структуры образца сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ после локальной лазерной обработки:
 А — область лазерной дорожки; В — область клиновидных доменов;
 С — область с намагниченностью, ориентированной перпендикулярно поверхности ленты; D — область с намагниченностью, ориентированной вдоль лазерной дорожки

Относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью в лентах быстрозакаленных сплавов может быть определен с помощью корреляционной зависимости между остаточной индукцией, определяемой из частных петель гистерезиса, и объемом $V_{\text{орт}}$. Данная зависимость была получена при изучении мессбауэровских спектров лент Fe–B–Si–C, прошедших различные термические обработки. Поскольку процессы намагничивания в лентах аморфных магнитомягких сплавов протекают идентично, область применения этой корреляционной зависимости можно распространить и на ленты других составов. Исследования показали, что максимальные значения остаточной индукции B_{rs} коррелируют со значениями относительного объема доменов с ортогональной намагниченностью, определенными с помощью мессбауэровских исследований. Поскольку у быстрозакаленных сплавов может наблюдаться различная величина индукции насыщения, то корреляционная зависимость для унификации построена в относительных единицах: для ее использования необходимо рассчитать отношение остаточной индукции к максимальной.

Корреляционная зависимость, построенная по результатам проведенных исследований, показана на рис. 3. Она позволяет определять относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью в ленте, по определенному соответствующему значению B_{rs} .

Зависимость остаточной индукции от максимальной, представленная на рис. 4, позволяет определить распределение намагниченности в плоскости ленты. На этой зависимости можно выделить три участка: 1, 2 и 3. Участок линейной зависимости (участок 1) соответствует смещению 180-градусных доменных стенок, которые стабилизированы лишь в объеме стенки. Видно, что вплоть до индукции 0,45 Тл намагничивание ленты осуществляется преимущественно смещением 180-градусных доменных стенок. Обозначим граничное значение остаточной индукции для этого случая B_{r180} . В интервале индукций 0,45–0,78 Тл (участок 2) преобладают процессы смещения 90-градусных доменных стенок, которые стабилизированы в объеме домена. Более сильная стабилизация доменных стенок приводит к отклонению зависимости $B_{\text{r}}(B_{\text{m}})$ от линейной. При индукции выше 0,78 Тл остаточная индукция достигает своего насыщения

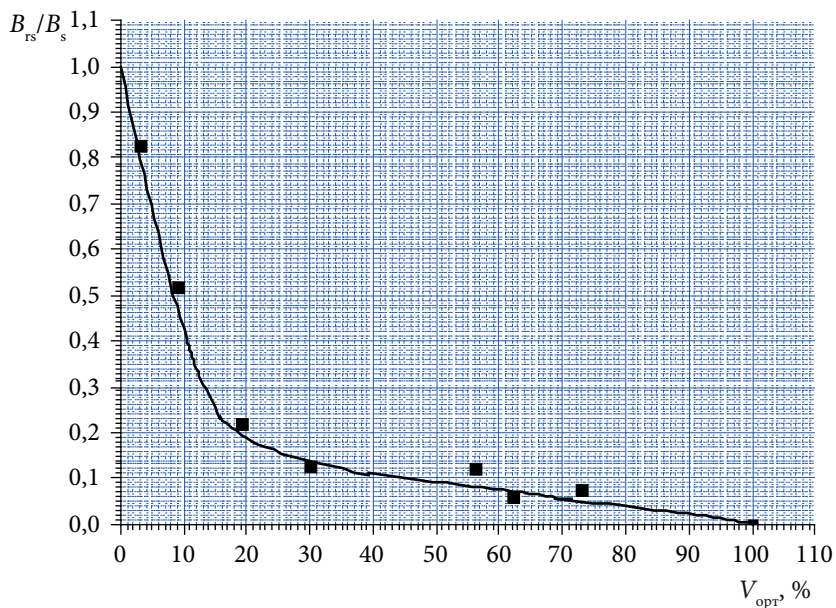


Рис. 3. Корреляционная зависимость между относительными значениями остаточной индукции и объемом доменов с ортогональной намагниченностью

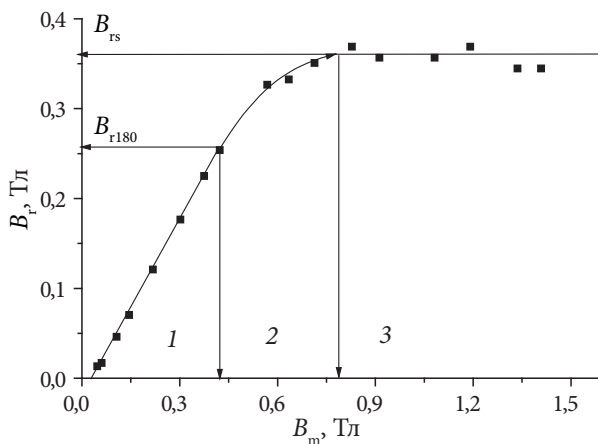


Рис. 4. Типичная зависимость остаточной индукции от максимальной для образцов магнитомягких аморфных сплавов

(участок 3). Она не изменяется при дальнейшем увеличении B_m . По аналогии с B_s , максимальное значение остаточной индукции обозначим B_{rs} . Перемагничивание образца при участии доменов с ортогональной намагниченностью осуществляется преимущественно за счет безгистерезисных процессов вращения намагниченности. Следовательно, этот участок соответствует безгистерезисному вращению намагниченности, ориентированной перпендикулярно плоскости ленты.

Относительный объем доменов с планарной намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца V_{180} , определяется через отношение значения B_{r180} верхней границы линейного участка к значению B_{rs} (см. рис. 4) с помощью формулы 1:

$$V_{180} = B_{r180} / B_{rs} \cdot V_{пл}. \quad (1)$$

Следовательно, долю объема доменов с планарной намагниченностью, ориентированной поперек оси образца V_{90} , можно определить следующим образом по формуле 2:

$$V_{90} = V_{пл} - V_{180}. \quad (2)$$

II. Магнитоизмерительная установка ММКС-100-05: технические и метрологические характеристики

Измерительно-вычислительный комплекс ММКС-100-05 (далее — комплекс) предназначен для определения статических магнитных характеристик кольцевых образцов магнитомягких материалов согласно ГОСТ 8.377–80, статических магнитных характеристик образцов для аппарата Эпштейна и кольцевых образцов электротехнических сталей согласно ГОСТ 12119.1–98, а также накопления и обработки результатов измерений.

Перечень магнитных характеристик, которые могут быть определены по данным измерений на ММКС:

— основная кривая намагничивания по методике ГОСТ 8.377–80, ГОСТ 12119.1–98;

- начальная магнитная проницаемость по методике ГОСТ 8.377–80;
- максимальная магнитная проницаемость по методике ГОСТ 8.377–80;
- петля магнитного гистерезиса по методике ГОСТ 8.377–80;
- остаточная магнитная индукция по методике ГОСТ 8.377–80 для любого заданного значения напряженности магнитного поля;
- коэрцитивная сила по индукции по методике ГОСТ 8.377–80, ГОСТ 12119.1–98 для любого заданного значения напряженности магнитного поля;
- коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса по методике ГОСТ 8.377–80.

Основные технические данные комплекса приведены в табл. 1. Комплекс состоит из блока питания и блока измерения (см. рис. 5).

Измерительный блок обеспечивает подключение измеряемого сердечника, осуществляет измерение тока намагничивания и магнитного потока, обеспечивает взаимодействие с управляющим компьютером, формирует намагничивающий ток. Взаимодействие основных функциональных узлов измерительного блока комплекса представлено на функциональной схеме, приведенной на рис. 6.

В части 1 схемы реализована функция создания намагничивающего тока, в части 2 — функция измерения магнитного потока. Часть 3 изображает схему механизма управления блоками ММКС командами компьютера.

Генератор формы тока намагничивания по командам контроллера управления (далее — КУ) формирует требуемый задающий сигнал. Усилитель мощности обеспечивает требуемую нагрузочную способность источника тока намагничивания. Коммутируемая цепь обратной связи предназначена для настройки режима работы усилителя мощности с целью минимизации переходных процессов на его выходе (колебательные процессы при изменении тока намагничивания могут оказывать нежелательное влияние на измерения характеристик магнитных материалов). Настройка заключается в изменении сопротивления резистора и емкости конденсатора обратной связи. Коммутируемый резистивный датчик тока предназначен

Основные технические данные комплекса ММКС-100-05

Наименование параметра	Значение параметра
Минимальное значение частоты сигналов перемагничивания, Гц	0,1
Максимальное значение частоты сигналов перемагничивания, Гц	100
Амплитуда напряжения на намагничивающей обмотке, В	Не более ± 10
Диапазоны задания и измерения амплитуды тока намагничивания, А	$\pm(0,0005 \dots 0,005)$ $\pm(0,005 \dots 0,05)$ $\pm(0,05 \dots 0,5)$ $\pm(0,5 \dots 5,0)$
Погрешность задания постоянного тока намагничивания в диапазоне от 0,00015 до 5 А, в % от установленного номинального значения, не более	$\pm 0,2$
Погрешность измерения постоянного тока намагничивания в диапазоне от 0,00015 до 5 А, в % от измеренного значения, не более	$\pm 0,2$
Диапазоны измерения магнитного потока	$\pm(1 \dots 10) \text{ мкВб}$ $\pm(10 \dots 100) \text{ мкВб}$ $\pm(100 \dots 1000) \text{ мкВб}$ $\pm(1 \dots 10) \text{ мВб}$ $\pm(10 \dots 100) \text{ мВб}$
Дискретность установки значения тока внутри каждого диапазона, в % от устанавливаемого значения, не более	0,05
Нестабильность тока в намагничивающей обмотке образца, в % в минуту, не более	0,02

Продолжение табл. 1

Наименование параметра	Значение параметра
Отношение амплитуды переменной составляющей выходного напряжения к постоянной составляющей, в %, не более	0,05
Относительная погрешность измерения магнитного потока на всех диапазонах, кроме 10 мкВб, в %, не более	$\pm 0,5$
Относительная погрешность измерения магнитного потока на диапазоне 10 мкВб, в %, не более	$\pm 1,0$
Максимально допустимая амплитуда напряжения на клеммах для подключения измерительной обмотки, В: — вход 1 (10 мкВб, 100 мкВб), В; — вход 2 (1000 мкВб, 10 мВб, 100 мВб), В	Не более $\pm 2,5$ Не более ± 50
Входное сопротивление канала измерения, Ом: — вход 1 (10 мкВб, 100 мкВб); — вход 2 (1000 мкВб, 10 мВб, 100 мВб)	Не менее 1 МОм Не менее 10 кОм
Диапазон интегрируемых частот	От 0 до 1000 Гц
Погрешность измерения напряженности магнитного поля в статическом режиме в диапазоне от 0,05 до 2500 А/м, в % от измеренного значения	± 2
Погрешность измерения магнитной индукции в статическом режиме в диапазоне от 0,005 до 1,2 Тл, в % от измеренного значения	± 3
Погрешность измерения магнитной индукции в статическом режиме в диапазоне от 1,2 до 2 Тл, в % от измеренного значения	$\pm 1,5$

Наименование параметра	Значение параметра
Погрешность измерения амплитудной относительной магнитной проницаемости в статическом режиме в диапазоне от 50 до 1 000 000, в % от измеренного значения	± 5
Погрешность измерения начальной магнитной проницаемости в статическом режиме, в % от измеренного значения	± 6
Погрешность измерения коэффициента прямоугольности петли гистерезиса в статическом режиме в диапазоне от 0,01 до 0,99, в % от измеренного значения	± 3
Погрешность измерения коэрцитивной силы в статическом режиме в диапазоне от 0,1 до 150 A/м, в % от измеренного значения	± 3
Погрешность измерения начальной магнитной проницаемости в статическом режиме, в % от измеренного значения	± 6

для автоматизированной коммутации резистивных датчиков тока. Коммутация осуществляется с помощью электромагнитных реле. Сигнал с датчика тока — напряжение, пропорциональное току в цепи, поступает в АЦП тока, а затем в КУ. Намагничивающая обмотка подключается к клеммам «Выход ± 5 А» и «Датчик тока».

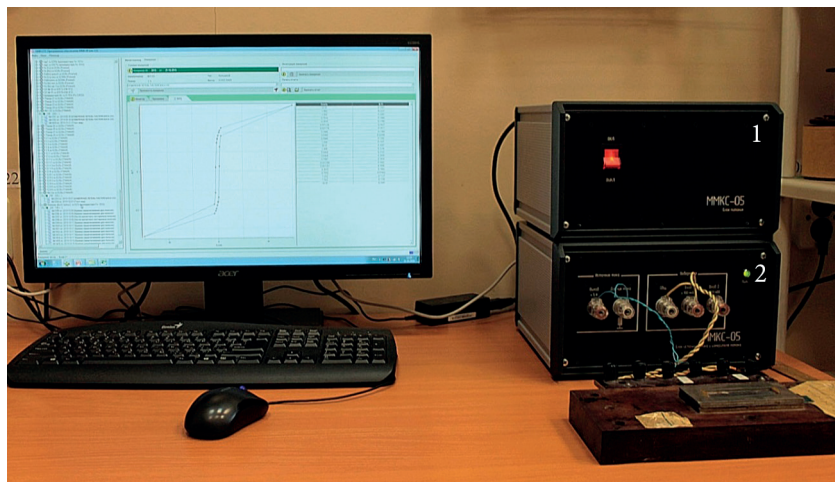


Рис. 5. Блок питания (1) и блок измерения (2) измерительно-вычислительного комплекса ММКС-100-05

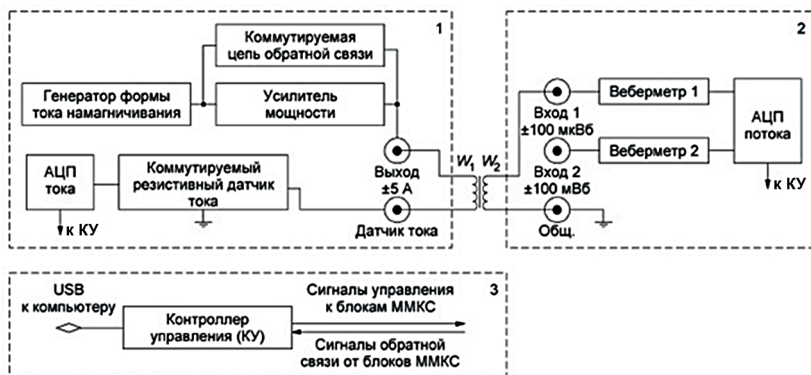


Рис. 6. Функциональная схема измерительного блока комплекса ММКС-100-05

Веберметры 1 и 2 предназначены для преобразования изменения магнитного потока в напряжение путем интегрирования напряжения, индуцированного в измерительной обмотке образца, которая подключается соответствующим образом к клеммам «Вход ± 100 мкВб» и «Вход ± 100 мВб». Аналого-цифровой преобразователь (далее — АЦП) магнитного потока предназначен для преобразования сигналов с выходов веберметров 1 и 2. Результат преобразования передается в контроллер управления. Контроллер управления предназначен для управления по командам программного обеспечения (далее — ПО), установленного на компьютере, работой измерительного блока комплекса: коммутируемым резистивным датчиком тока, генератором формы тока намагничивания, усилителем мощности, веберметрами 1 и 2. Подключение измерительного блока к управляющему компьютеру осуществляется по интерфейсу USB. Блок питания служит для питания измерительного блока.

Управляющая ЭВМ обеспечивает ввод исходных данных, выбор режимов измерения, управление процессом измерения, расчет параметров сердечников по результатам измерений, сохранение результатов измерений в базе данных, вывод результатов измерений. ПО управляющего компьютера состоит из нескольких программных модулей, объединенных единой графической оболочкой, и работает под управлением операционной системы семейства Windows. Работа с ПО управляющего компьютера содержит следующие этапы:

1. Подготовка данных;
2. Проведение измерений;
3. Обработка результатов и формирование отчетов.

На этапе подготовки данных вводится информация об образце, выбирается режим измерения. При этом имеется возможность ввода части данных в виде заранее подготовленных шаблонов (программ измерения). Этап проведения измерений полностью автоматизирован. После завершения измерений на экран монитора автоматически выводятся полученные результаты в виде графиков и численных значений. Этап обработки результатов и формирования отчетов включает операции занесения полученных результатов в базу дан-

ных, печати отчетов, экспорта данных в другие программы для последующей обработки.

Принцип измерения

Измерение параметров магнитопровода с нанесенными на него обмотками производится путем подачи на первичную (намагничивающую) обмотку сигнала, поступающего с выхода усилителя мощности, измерения значений тока намагничивающей обмотки и напряжения на вторичной (измерительной) обмотке. На основе полученных данных рассчитываются магнитные *характеристики* исследуемого образца.

Величина тока, протекающего через намагничивающую обмотку, измеряется по величине падения напряжения на измерительном шунте. Величина шунта зависит от выбранного предела измерения. Точные значения сопротивлений шунта устанавливаются при калибровке. Массив значений напряжения на измерительном шунте, соответствующих одному измерительному периоду сигнала, преобразуется в цифровую форму и считывается в компьютер. Вычисление каждого i -го элемента массива значений тока намагничивания за период производится по формуле

$$I_i = \frac{U1_i}{R},$$

где I_i — значение тока в намагничивающей обмотке, $U1_i$ — значение напряжения на измерительном шунте, измеренное каналом № 1 осциллографа, R — сопротивление измерительного шунта.

Измерение напряжения, поступающего с измерительной обмотки, производится синхронно с измерением напряжения на измерительном шунте. Массив значений напряжения на измерительной обмотке, соответствующий одному периоду сигнала, переводится в цифровую форму и считывается в компьютер.

На частотах ниже 1 кГц при величине магнитного потока менее 200 мкВб величина напряжения весьма мала. В этом случае может использоваться канал интегратора. Интегратор позволяет уменьшить уровень шумов и повысить точность измерений на частотах ниже 200 Гц. В этом случае вместо напряжения измерительной

обмотки измеряется выходное напряжение интегратора, пропорциональное изменению магнитного потока. Массив значений магнитного потока рассчитывается по формуле

$$\Psi_i = \frac{U_{2i}}{\tau},$$

где Ψ_i — рассчитанное мгновенное значение магнитного потока, U_{2i} — значение напряжения, измеренное на выходе интегратора, τ — постоянная интегратора.

Расчет магнитных характеристик образца осуществляется с помощью программы измерения, включающей ряд шагов — действий комплекса при определении различных магнитных характеристик материала по методике ГОСТ 8.377–80. Выбор программы измерения и настройка параметров шагов программы являются важнейшими этапами подготовки к измерению параметров образца.

Ток намагничивания и напряжение на измерительной обмотке являются параметрами, непосредственно измеряемыми комплексом. Частота сигнала перемагничивания является задаваемым параметром, используемым для прямого цифрового синтеза сигналов в генераторе.

Значение напряженности магнитного поля рассчитывается по формуле

$$H_i = \frac{I_i \cdot W_1}{l_{\text{cp}}},$$

где H_i — значение напряженности магнитного поля, l_{cp} — длина средней линии магнитопровода, W_1 — число витков намагничивающей обмотки;

Значения магнитной индукции определяются по формуле

$$B_i = \frac{\Psi_i}{S \cdot W_2},$$

где B_i — значение магнитной индукции, S — площадь поперечного сечения магнитопровода, W_2 — число витков измерительной обмотки.

Значения магнитного потока определяются путем интегрирования напряжения, снимаемого с измерительной обмотки. При использовании аналогового интегратора его выходное напряжение, определяется по формуле

$$U_{\text{int}} = \frac{\Psi_i}{R_{\text{int}} \cdot C_{\text{int}}},$$

где U_{int} — значение выходного напряжения интегратора, $R_{\text{int}} \cdot C_{\text{int}}$ — постоянная времени интегрирования.

Аналоговый интегратор используется, так как измерения проводятся на низких частотах и для малых потоков, когда U_{int} значительно больше напряжения на измерительной обмотке.

III. Подготовка образцов к измерениям и порядок проведения измерений на ММКС-100-05

1. Из ленты быстрозакаленного сплава вырезать полосы длиной 10–11 см. Измерить и записать длину образца.
2. Определить массу образца взвешиванием на аналитических весах ME 235S.
3. Так как для измерения лент быстрозакаленных сплавов используется пермеаметр для замыкания магнитной силовой линии, то необходимо определить эффективную массу образца. Для этого массу образца следует разделить на длину образца и умножить на длину магнитной линии пермеаметра.
4. Поместить образец в пермеаметр.
5. Подключить намагничивающую обмотку W_1 пермеаметра к клеммам «Выход» и «Датчик тока» (рис. 7).
6. Подключить измерительную обмотку W_2 пермеаметра к клемме «Общий» и, в зависимости от выбранного предела измерения потока, к клемме «Вход 1» или «Вход 2» (см. рис. 7). Клеммы «Общий» и «Вход 1» должны быть замкнуты: перемычкой при использовании в качестве измерительного «Входа 2» и измерительной обмоткой при использовании «Входа 1».

7. На компьютере ММКС запустить программу измерений и добавить параметры нового образца в программу измерений (рис. 8):

7.1. Открыть:

«Окно» — «Измерение образца» — «Магнитопровод».

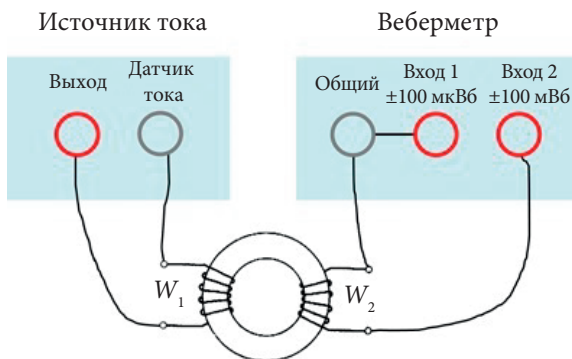


Рис. 7. Схема подключения магнитопровода

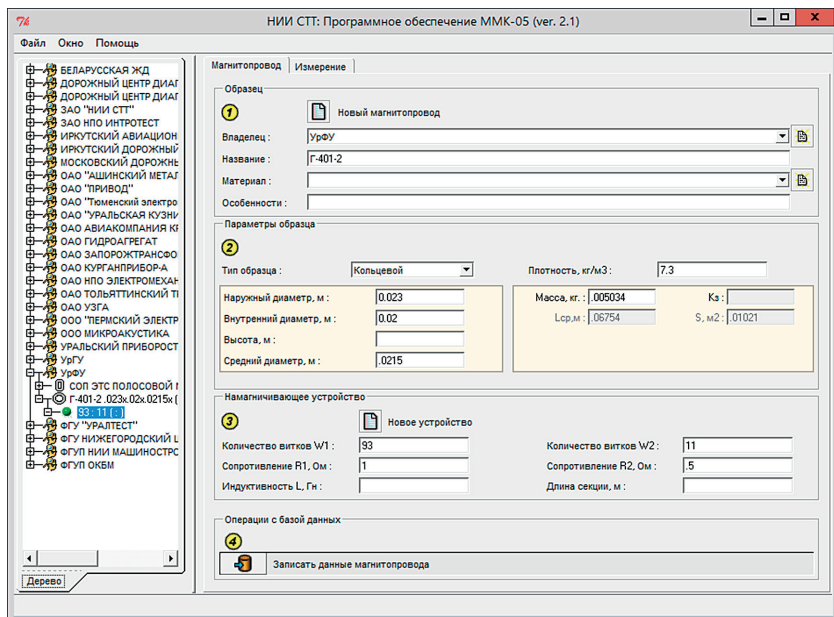


Рис. 8. Вид окна «МАГНИТОПРОВОД» программы измерений ММКС

7.2. Нажать кнопку  «Новый магнитопровод»:

1) Ввести информацию в поля: «Владелец», «Название» и «Материал» в области «Образец».

2) Из раскрывающегося списка «Тип образца» выбрать соответствующий вариант: «Кольцевой».

3) Ввести параметры образца в поля ввода информации в области «Параметры образца» — по этим данным комплекс рассчитывает значения средней длины магнитной линии L_{cp} и площади поперечного сечения S .

4) Ввести значения количества витков намагничивающей обмотки W_1 , ее сопротивление R_1 , количество витков измерительной обмотки W_2 , ее сопротивление R_2 . Если используется аппарат Эпштейна, то индуктивность обмоток L , а также длина секции намагничивания указываются для типа образца «Аппарат Эпштейна».

5) Нажать кнопку  для сохранения введенной информации в базе данных.

8. Создание программы измерений:

1) Открыть:

«Окно» — «Программы измерений» (рис. 9).

2) Нажать кнопку «Новая».

3) В поле «Программа» ввести название новой программы по типу «Тип программы (Название образца)».

Типы программ, которые есть в ММКС-100-05:

- Зависимость потока от тока.
- Коэрцитивная сила по индукции.
- Максимальная магнитная проницаемость.
- Начальная магнитная проницаемость.
- Основная кривая намагничивания.
- Остаточная магнитная индукция.
- Петля вблизи коэрцитивной силы по индукции.
- Петля магнитного гистерезиса.
- Размагничивание образца.

В случае пробных измерений рекомендуется изменять и использовать тестовые программы (в названии которых присутствует слово «Тест»).

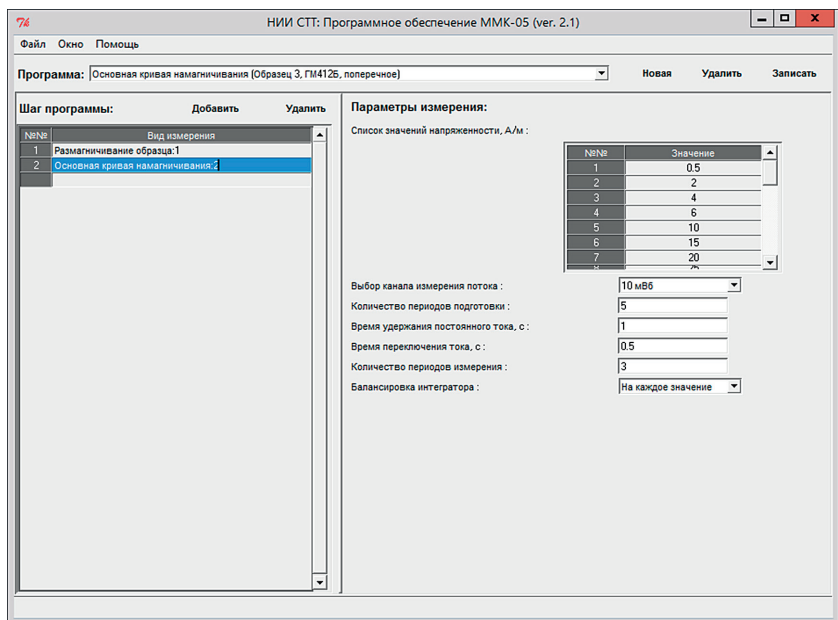


Рис. 9. Вид окна «ПРОГРАММЫ ИЗМЕРЕНИЙ» программы измерений ММКС

4) В области «Шаг программы» нажать кнопку «Добавить» и выбрать значение из списка.

Комплекс позволяет измерять (рис. 10):

— точки петли гистерезиса:

- петля магнитного гистерезиса;
- петля гистерезиса с заданным количеством точек;
- остаточная магнитная индукция (и коэффициент прямоугольности петли);
- коэрцитивная сила по индукции;
- петля вблизи коэрцитивной силы по индукции;

— параметры основной кривой намагничивания:

- основная кривая намагничивания;
- начальная магнитная проницаемость;
- максимальная магнитная проницаемость.

Перед шагами измерения параметров основной кривой намагничивания необходимо добавить шаг «Размагничивание образца».

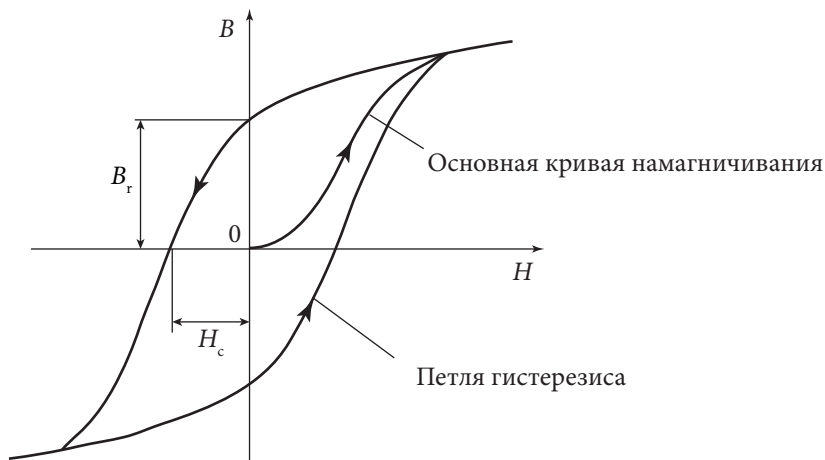


Рис. 10. Основные измеряемые характеристики магнитопроводов на ММКС

5) В области «Параметры измерения» установить значения параметров.

Параметры измерения точек петли гистерезиса и основной кривой намагничивания (рис. 11)

— Время переключения тока t_1 , с.

Время, в течение которого при изменении направления протекания тока намагничивания в измерительной обмотке его значение уменьшается от постоянного для данной напряженности поля H до нуля (по умолчанию 0,5).

— Время удержания максимального тока t_2 , с.

Время, в течение которого ток I_{\max} , соответствующий H_{\max} , в намагничивающей обмотке протекает в одном направлении (не менее 0,5).

— Время плавной установки тока t_3 , с.

При измерении точки на петле гистерезиса, соответствующей заданной напряженности поля H_i , необходимо плавно уменьшать величину тока намагничивания от I_{\max} до I_i . В случае отрицательных значений поля ($-H_i$) ток плавно увеличивается от нуля до I_i (по умолчанию 1).

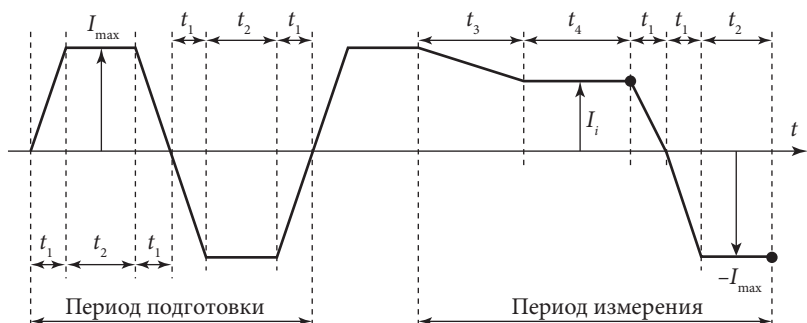


Рис. 11. Форма тока намагничивания в течение периодов подготовки и измерения образца при измерении петли в I квадранте

— **Время удержания постоянного тока t_4 , с.**

Время, в течение которого будет поддерживаться значение тока I_i (по умолчанию 1).

— **Количество периодов подготовки.**

Перед измерением необходимо выполнить подготовку — несколько раз изменить направление тока (не менее 5).

— **Количество периодов измерения (не менее 2).**

— **Максимальное значение напряженности H_m , А/м.**

Определение петли магнитного гистерезиса и ее параметров начинают с измерения координат вершины петли, поэтому необходимо указать значение максимальной напряженности поля (достаточным является значение, уменьшение которого на 25 % приводит к уменьшению остаточной индукции и коэрцитивной силы не более чем на 1 %).

— **Список значений напряженности, А/м.**

Конкретные значения напряженности поля, для которых определяются значения индукции. Для ввода новых значений навести курсор на «шапку» таблицы, выделить таблицу, нажав левую клавишу мыши. Нажать клавишу *Enter* на клавиатуре, ввести первое значение. В качестве десятичного разделителя использовать точку. Для удаления значения выделить строку и нажать *delete*.

Петля магнитного гистерезиса.

Основная кривая намагничивания.

В списке напряженность поля должна возрастать от наименьшего значения к наибольшему. Возврат от больших значений к меньшим не допускается.

Максимальная магнитная проницаемость.

Должны быть указаны не менее 10 значений напряженности поля через приблизительно равные интервалы в диапазоне напряженности поля от значения, равного половине коэрцитивной силы, до значения, соответствующего удвоенной коэрцитивной силе материала образца.

Начальная магнитная проницаемость.

Должны быть указаны не менее 5 значений напряженности поля, соответствующих начальному линейному участку основной кривой намагничивания.

Для железоникелевых сплавов минимальная напряженность, указанная в списке, должна быть не более 0,04 А/м для сплавов с содержанием никеля 70–86 % и не более 0,4 А/м для сплавов с 34–65 % никеля. Измерения производят ориентировочно до значения напряженности поля 0,2 А/м для первых сплавов и до 2 А/м для вторых — это максимальные значения напряженности поля H в списке.

Признаком необходимости исключить из списка последнее значение является значительное увеличение μ_r для образцов с прямоугольной петлей гистерезиса и стабилизация значения — для образцов с линейной петлей. При неверном задании значений напряженности поля в списке возможно получение отрицательного значения начальной магнитной проницаемости — необходима корректировка списка.

— **Количество точек.**

Количество значений напряженности поля, для которых в каждом квадранте будет определена индукция.

— **Точность подбора** (не более 0,03).

— **Допустимый средний ток обмотки, А**

Параметр косвенно определяет допустимый интервал времени между циклами измерения точки. Значение максимального тока I_{\max} может быть недопустимо большим для постоянного протекания через намагничивающую обмотку с данным сечением проводника. Поэтому между циклами измерения, включающими периоды под-

готовки и период измерения, вставляются бестоковые паузы для уменьшения среднего значения тока (по умолчанию 3).

— **Выбор канала измерения потока.**

Предел задается на основе НТД на материал, либо из предварительно рассчитанных значений потока (из измеренных значений индукции по формуле $\Phi = B \cdot S \cdot W_2$). При необходимости комплекс автоматически осуществляет переход на старший предел, за исключением случая перехода от 100 мкВб к 1 мВб.

— **Балансировка интегратора.**

«Нет»: балансировка интегратора производится только при выходе значения сигнала за допустимый предел. При этом измерения выполняются максимально быстро, но возможен существенный дрейф показаний веберметра, измеряющего поток. Это значение рекомендуется выбирать для образцов, магнитное состояние которых является нестабильным, что характерно для образцов с прямоугольной петлей гистерезиса при напряженности поля вблизи H_c .

«На каждое значение»: балансировка интегратора будет проводиться однократно для всего цикла измерений потока при установленном значении напряженности поля.

«На каждый шаг»: балансировка интегратора будет проводиться для каждого измерения магнитного потока. Это значение рекомендуется выбирать при выполнении измерений на пределе 10 мкВб или 100 мкВб при больших временах удержания постоянного тока (от 1 с).

— **Параметры размагничивания:**

- время размагничивания: не менее 40 с.
- частота сигнала размагничивания, Гц: кольцевые образцы размагничивают посредством перемагничивания их в переменном поле с амплитудой, равномерно убывающей от определенного максимального до определенного минимального значения. Поле создают током частотой 50 Гц в намагничивающей обмотке образца;
- максимальное значение напряженности, А/м: максимальная амплитуда размагничивающего поля должна превышать H_c материала образца не менее чем в 50 раз для прецизионных сплавов и не менее чем в 10 раз для остальных материалов;

- минимальное значение напряженности, А/м: конечная амплитуда, при которой разрывается цепь размагничивающего тока, должна быть не более 0,1 А/м для прецизионных сплавов и не более $0,005 \cdot H_c$ для остальных материалов. Величина отношения максимального и минимального значений напряженности при размагничивании образца должна быть равна не более 100. Если требуется большее соотношение, размагничивание проводится в два этапа, путем включения в программу измерения двух последовательных шагов «Размагничивание образца», для каждого из которых обеспечивается изменение напряженности не более чем в 100 раз.
 - метод размагничивания: (по умолчанию «Sin сигнал»).
- 6) Нажать кнопку «Записать» для сохранения программы измерений.
10. Проведение измерения (рис. 12):
- 1) Открыть: «Окно» — «Измерение образца» — «Измерение».

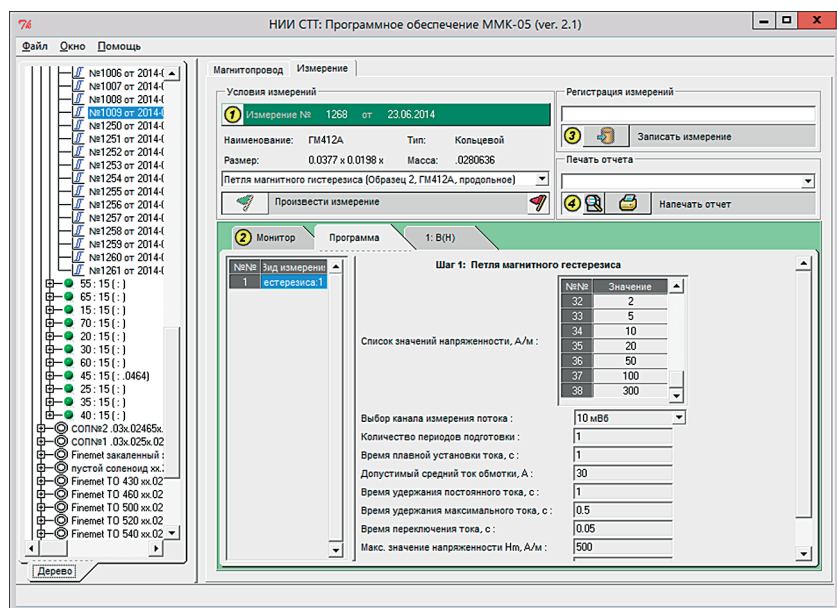




Рис. 12. Вид окна «ИЗМЕРЕНИЕ» программы измерений ММКС

2) Выбрать образец: в области «Дерево» нажать на , чтобы раскрыть группу «Владелец» (УрГУ, УрФУ), таким же образом раскрыть подгруппу «Образец» (Название образца), после чего двойным щелчком левой клавиши мыши выбрать подгруппу «Намагничивающая система» ($W1$: $W2$).


3) В области «Условия измерений» в раскрывающемся списке выбрать программу измерений.


4) Проверить параметры программы во вкладке «Программа».

5) Нажать кнопку  для запуска процесса измерения.

6) Прогресс измерения отображается в строке состояния в нижней части окна.

7) После завершения измерения результаты отображаются в новых вкладках (« $B(H)$ », « H_c », « B_r » и т. д.).

8) В области «Регистрация измерений» нажать кнопку  для сохранения результатов измерений в базе данных. В поле ввода информации можно ввести дополнительную информацию об измерении.

9) Выбрать форму отчета из раскрывающегося списка в области «Печать отчета». Нажать кнопку  для открытия результатов измерения в Excel в режиме предварительного просмотра. Для перехода в режим редактирования произвести изменения (например, в Excel открыть «Параметры страницы» — «Страницы», в области «Ориентация» изменить параметр, переключив радиокнопку). При закрытии окна Excel появится окно сообщения «Сохранить изменения в файле?». Нажать «Отмена». Результаты измерения находятся на первой странице таблицы. Сохранить файл, используя команду «Сохранить как», изменив путь сохранения, чтобы при сохранении конечный файл не заменил файл формы отчета в папке «Stencil».

IV. Определение распределения намагниченности в исследуемых образцах

1. Провести измерения и записать результаты в таблицу:

№ п/п	B_m , Тл	B_r , Тл
1		
2		
...		

2. Построить зависимость $B_r(B_m)$.

3. Определить границу линейной зависимости B_{180} и остаточную индукцию насыщения B_{90} .

4. По градуировочному графику (см. рис. 3) определить $V_{орт}$.

5. Рассчитать объем доменов с намагниченностью, ориентированной в плоскости ленты, а также ориентированной вдоль и перпендикулярно оси ленты в плоскости.

6. Провести обсуждение полученных результатов. Сделать выводы относительно процессов перемagnetивания исследуемых образцов.

Список литературы к лабораторной работе

1. ГОСТ 8.377–80 ГСИ. Материалы магнитомягкие. Методика выполнения измерений при определении статических магнитных характеристик : дата введ. 1980–03–28. — Москва : Государственный комитет СССР по стандартам, 1980. — 26 с.

2. ГОСТ 12119.5–98 В39. Сталь электротехническая. Методы определения магнитных и электрических свойств. Метод измерения амплитуд магнитной индукции и напряженности магнитного поля : дата введ. 1999–07–01. Минск : Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 1998. — 103 с.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Термическая обработка лент аморфных магнитомягких сплавов является стандартным приемом улучшения магнитных характеристик. Повышение эффективности термообработки невозможно без выявления физических причин, оказывающих влияние на процессы намагничивания и перемагничивания материала. Протекание этих процессов зависит от многих факторов, которые влияют на формирование магнитного состояния материала: доменную структуру, связанную с распределением намагниченности в ленте, тип доменных границ, их подвижность и др. Наблюдение доменной структуры на поверхности ленты достаточно сложно. Поверхностная доменная структура не всегда позволяет получить достоверную информацию о протекающих в ленте процессах намагничивания и перемагничивания, поскольку часто не является сквозной. В настоящей работе показана возможность определения распределения намагниченности в ленте: относительных объемов доменов с намагниченностью, ориентированной параллельно и перпендикулярно плоскости ленты. Эта возможность основана на применении корреляционной зависимости, полученной с помощью мессбауэровских исследований, между объемом доменов с ортогональной намагниченностью и максимальными значениями остаточной индукции, которые соответствуют обратимым процессам вращения намагниченности, ориентированной перпендикулярно плоскости ленты в ее плоскость. В свою очередь, разная степень стабилизации 180- и 90-градусных доменных стенок по зависимости остаточной индукции, измерен-

ной по частным петлям гистерезиса, от максимальной позволяет определить относительные объемы доменов с планарной (параллельной плоскости ленты) намагниченностью, ориентированной вдоль и поперек оси ленты. Определение распределения намагниченности в ленте способствует пониманию протекающих в ленте процессов намагничивания. На основании анализа зависимостей $B_r(B_m)$ показано, что в лентах аморфных магнитомягких сплавов процессы вращения намагниченности, ориентированной перпендикулярно плоскости ленты, начинаются до окончания процессов смещения границ доменов с планарной намагниченностью. По окончании процессов вращения намагниченности процессы намагничивания можно интерпретировать смещением дестабилизированных доменных границ с планарной намагниченностью с уменьшением их числа и переходом к бистабильному состоянию.

На формирование уровня магнитных свойств при термообработке лент аморфных магнитомягких сплавов помимо релаксации закалочных напряжений существенное влияние оказывают преимущественно плоские анизотропные напряжения, индуцированные внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при взаимодействии поверхности с атмосферным водяным паром и поверхностным аморфно-кристаллическим слоем. Помимо того, что вследствие сравнительно низкой температуры изотермической выдержки термообработка на воздухе аморфных магнитомягких сплавов является более удобным и дешевым способом улучшения магнитных свойств, для лент на основе железа она способствует формированию состояния с меньшими удельными магнитными потерями. Причиной этого является образование при отжиге повышенной концентрации вдоль оси ленты внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода при взаимодействии элементов поверхности с атмосферным паром. В этом направлении индуцируется псевдоодноосное растягивающее напряжение, способствующее уменьшению периода доменной структуры и скорости движения доменных стенок в процессе намагничивания.

При термической обработке на воздухе взаимодействие поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа с водяными парами, осуществляемое при нагревании образцов

и на начальной стадии изотермической выдержки, оказывает существенное влияние на распределение намагниченности и формируемый в результате термообработки уровень магнитных свойств. Предварительная обработка при комнатной температуре водяным паром поверхности ленты в закаленном состоянии способствует увеличению псевдоодноосных растягивающих напряжений вдоль оси ленты в результате образования в этом направлении во время отжига повышенной концентрации внедренных в поверхность ленты атомов водорода и кислорода. При определенных режимах термообработки это приводит к увеличению объема доменов с намагниченностью, ориентированной вдоль оси ленты в ее плоскости, и позволяет существенно повысить эффективность термической обработки на воздухе.

Исследование распределения намагниченности и магнитных свойств аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта показало возможность применения обработки поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов паром и водой для определения знака магнитострикции насыщения. На основе полученных результатов подтверждена зависимость знака магнитострикции насыщения исследуемых сплавов от структурного состояния ленты, которое получается в результате термической обработки.

Зависимость максимальной магнитной проницаемости от температуры изотермической выдержки коррелирует с соответствующим изменением распределения намагниченности в ленте, которое, в свою очередь, определяется диффузионными процессами, протекающими при термической обработке на воздухе с определенной температурой изотермической выдержки. Повышение скорости охлаждения способствует ограничению диффузионных процессов на этой стадии и приводит к неоднозначному влиянию на уровень магнитных свойств и распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов, так как зависит от знака магнитострикции насыщения в ленте. Для состояний ленты с положительной магнитострикцией насыщения оно способствует улучшению магнитных свойств в том случае, если после термической обработки на воздухе реализуется либо преимущественно аморфное состояние поверхности, либо со сформированным поверхностным аморфно-

кристаллическим слоем, толщина которого близка к оптимальной. В состоянии с отрицательной магнитострикцией насыщения повышение скорости охлаждения, как правило, не способствует улучшению магнитных характеристик.

Поскольку относительный объем доменов с ортогональной намагниченностью в исходном (закаленном) состоянии ленты является косвенной характеристикой уровня внутренних напряжений, его значения влияют на параметры и эффективность отжига. При определенных режимах термообработки, в результате которой формируется преимущественно аморфное состояние поверхности ленты, ее эффективность выше для образцов с большим объемом доменов с ортогональной намагниченностью. Это может быть связано с более высоким уровнем преимущественно плоских растягивающих напряжений, индуцированных внедренными в поверхность ленты атомами водорода и кислорода при взаимодействии поверхности с атмосферным водяным паром.

Для лент аморфных магнитомягких сплавов с положительной магнитострикцией насыщения известное значение объема доменов с ортогональной намагниченностью в закаленном состоянии позволяет осуществить выбор оптимального режима термической обработки на воздухе, а также осуществлять термообработку с определенной степенью активности диффузионных процессов. С помощью данного значения для выбранного режима (температуры и скорости) термообработки применение эмпирических формул (4.1) и (4.2) позволяет рассчитать соответствующую выбранному режиму оптимальную длительность изотермической выдержки. Это позволяет существенно упростить выбор оптимального режима термической обработки на воздухе лент аморфных магнитомягких сплавов с положительной магнитострикцией насыщения.

ВОПРОСЫ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЯ

1. Назовите причины, оказывающие влияние на магнитные свойства лент быстрозакаленных магнитомягких сплавов при термообработке на воздухе.
2. Сформулируйте условия и фазы протекания структурной релаксации.
3. Опишите, каким образом, и при каких условиях протекает кристаллизация лент быстрозакаленных сплавов.
4. Оказывают ли влияние термомеханическая и термомагнитная обработки на структурную релаксацию и процессы кристаллизации?
5. Охарактеризуйте взаимодействие поверхности лент с водой и паром и результаты его влияния на магнитные характеристики лент с разными знаками магнитострикции насыщения.
6. Назовите физические причины влияния параметров термообработки на магнитные характеристики лент аморфных сплавов.
7. Какова связь распределения намагниченности в исходном состоянии ленты с эффективностью термической обработки?

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЕ ССЫЛКИ

1. Хандрих К., Кобе С. Аморфные ферро- и ферромагнетики. М. : Мир, 1982.
2. Иванов О. Г. Особенности формирования физических свойств и разработка новых аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта : автореф. дис. ... канд. техн. наук. М. : МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003.
3. Дорофеева Е. А., Прокошин А. Ф. Магнитная анизотропия аморфных металлических сплавов на основе железа // Физика металлов и металловедение. 1984. Т. 57, вып. 3. С. 500–505.
4. Крапошин В. С., Линецкий Я. П. Физические свойства металлов и сплавов в аморфном состоянии // Итоги науки и техники. ВИНТИ. Металловедение и термическая обработка. 1982. Т. 16. С. 3–68.
5. Wang Y, Meng C. Structural changes during heating of amorphous alloy Co-Ni-Fe-B-Si // J. of Non-Crystalline Solids. 1983. Vol. 54, Nr 1/2. P. 187–191.
6. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. М. : Металлургия, 1987.
7. Yoshizawa Y, Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // J. of Applied Physics. 1988. Vol. 64, Nr 10. P. 6044–6046.
8. Hono K, Hiraga K., Wang Q., Inoue A., Sakurai T. The microstructure evolution of a $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ nanocrystallines of magnetic material // Acta Metallurgica et Materialia. 1992. Vol. 40. P. 2137–2147.
9. Маслов В. В., Носенко В. К., Тараненко Л. Е., Бровко А. П. Нанокристаллизация в сплавах типа FINEMET // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 91, вып. 5. С. 47.

10. Носкова Н. И., Шулика В. В., Лаврентьев А. Г. Особенности структуры и магнитные свойства аморфных сплавов на основе железа и кобальта в зависимости от условий нанокристаллизации // Журн. техн. физики. 2005. Т. 75, вып. 10. С. 61–65.

11. Филиппов Б. Н., Шулика В. В., Потапов А. П., Вильданова Н. Ф. Магнитные свойства и температурная стабильность сплава типа Файнмет, легированного молибденом // Журн. техн. физики. 2014. Т. 84, вып. 3. С. 63–68.

12. Гойхенберг Ю. Н., Гамов П. А., Дудоров М. В., Рошин В. Е. Структура аморфизирующегося сплава 5БДСР, используемого для производства нанокристаллической ленты // Вестн. ЮУрГУ. 2012. № 39. С. 128–133.

13. Ohnuma M., Hono K., Linderoth S. Small-angle neutron scattering and differential scanning calorimetry studies on the copper clustering stage of Fe–Si–B–Nb–Cu nanocrystalline alloys // Acta materialia. 2000. Vol. 48. P. 4783–4790.

14. Назипов Р. А., Митин А. В., Зюзин Н. А. Процессы нанокристаллизации в аморфных сплавах системы Fe–Cu–Nb–Si–B // Учен. зап. Казан. гос. ун-та. 2005. Т. 147. С. 80–96.

15. Кекало И. Б., Басаргин О. В., Цветков В. Ю. Дилатометрический анализ процессов структурной релаксации в аморфных сплавах // Физика металлов и металловедение. 1984. Т. 57, вып. 5. С. 967–974.

16. Chen H. S., Coleman E. Structure relaxation spectrum of metallic glasses // Applied Physics Letters. 1976. Vol. 28, Nr 5. P. 245–247.

17. Egami T. Structural relaxation in amorphous alloys and compositional short range ordering // Materials Research Bulletin. 1978. Vol. 13, Nr 6. P. 557–562.

18. Hang Nam Ok, Morrish A. H. Amorphous-to-crystalline transformation of Fe₈₂B₁₂Si₆ // Physical Review B. 1980. Vol. 22, Nr 7. P. 3471–3480.

19. Мушников Н. В., Потапов А. П., Шишкин Д. А., Протасов А. В., Головня О. А., Щеголева Н. Н., Гавико В. С., Шуняев К. Ю., Быков В. А., Стародубцев Ю. Н., Белозеров В. Я. Магнитные свойства и структура нанокристаллических сплавов типа файнмет с различным содержанием железа // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116, вып. 7. С. 701–708.

20. Ульянов А. Л., Елсуков Е. П., Еремина М. А., Загайнов А. В., Чулкина А. А. Структурно-фазовые превращения при термообработке аморфного сплава Fe_(71.4)Si_(14.3)C_(14.3) полученного механическим сплавлением // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110, вып. 6. С. 568–578.

21. Komatsu T., Matusida K., Yokota R. Structural relaxation and embrittlement in Fe–Ni based metallic glasses // J. of Materials Science 1985. Vol. 20, Nr 8. P. 1376–1382.

22. Van den Beukel A., Van der Zwaag S., Mulder A. L. A semi-quantitative description of the kinetics of structural relaxation in amorphous $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$ // Acta Metallurgica. 1984. Vol. 32, Nr 11. P. 1895–1902.

23. Черненко Ю. П., Ершов Н. В., Федоров В. И., Лукишина В. А., Потанов А. П. Рентгенодифракционные исследования структуры нанокристаллов в магнитомягких сплавах $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ до и после термомеханической обработки // Физика твердого тела. 2010. Т. 52, № 3. С. 514–519.

24. Боровкова М. А., Ильясов Р. С., Федорова Н. В., Елсуков Е. П., Загайнов А. В., Коньгин Г. Н., Немцова О. М. Влияние кристаллизационного отжига на динамические магнитоупругие свойства аморфного сплава $\text{Fe}_{73,7}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{3,2}\text{Si}_{12,7}\text{B}_{9,4}$ // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 107, вып. 3. С. 261–269.

25. Кириндясов Е. М., Кяшкин В. М. Особенности изменения структуры аморфного сплава после низкотемпературной обработки // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 5. С. 70–73.

26. Porscha B., Neuhäuser H. Combined measurements of modulus and length and their correlation for different amorphous alloys // Scripta Metallurgica et Materiala. 1995. Vol. 32, Nr 6. P. 931–936.

27. Evenson Z., Koschine T., Wei S., Gross O., Bednarcik J., Gallino I., Kruzic J. J., Rätzke K., Faupel F., Busch R. The effect of low-temperature structural relaxation on free volume and chemical short-range ordering in a $\text{Au}_{49}\text{Cu}_{26,9}\text{Si}_{16,3}\text{Ag}_{5,5}\text{Pd}_{2,3}$ bulk metallic glass // Scripta Materialia. 2015. Vol. 103. P. 14–17.

28. Nagel C., Rätzke K., Schmidtke E., Wolff J. Free-volume changes in the bulk metallic glass $\text{Zr}_{46,7}\text{Ti}_{8,3}\text{Cu}_{7,5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{27,5}$ and the undercooled liquid // Physical review B. 1998. Vol. 57, Nr 17. P. 1.

29. Flanders P. J., Liebermann H. H., Graham C. D. Jr. Changes in curie temperature, physical dimensions, and magnetic anisotropy during annealing of amorphous magnetic alloys // IEEE Transactions on Magnetics. 1977. Vol. 13, Nr 5. P. 1541–1543.

30. Dai Y. G., Wang Yang L., Xia G. T., Zeng Q. S., Lou H. B. Structural aspects of magnetic softening in Fe-based metallic glass during annealing // Scripta Materialia. 2017. Vol. 127. P. 88–91.

31. Лысов В. И., Цареградская Т. Л., Турков О. В., Саенко Г. В. Фазообразование и управляемое наноструктурирование в аморфном сплаве $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ // Журн. физ. химии. 2014. Т. 88, № 12. С. 1981–1986.

32. Лысов В. И., Цареградская Т. Л., Турков О. В., Саенко Г. В. Исследование температурно-временной стабильности аморфных сплавов // Перспективные материалы. 2013. № 6. С. 5–10.

33. Иванова Е. В., Якимов И. И., Скулкина Н. А., Катаев В. А. Контроль кристаллизации аморфных лент с помощью модифицированного метода рентгеновской дифракции // Шестое Всероссийское совещание вузов по физике магнитных материалов : тез. докл. Иркутск, 1992. С. 64–65.

34. Minić Dragica M., Minić Dušan M., Zak T., Roupčová P., Bohumil D. Structural transformations of $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ amorphous alloy induced by eating // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 2011. Vol. 323. P. 400–404.

35. Modin E. B., Pustovalov E. V., Fedorets A. N., Dubinets A. V., Grudin B. N., Plotnikov V. S., Grabchikov S. S. Atomic structure and crystallization processes of amorphous (Co, Ni)–P metallic alloy // J. of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 641. P. 139–143.

36. Fujinami Masanori, Ujihira Yusuke. Transmission and conversion electron Mossbauer studies of the crystallization transformation in the quaternary amorphous $\text{Fe}_{80.5}\text{B}_{12}\text{Si}_{(4.5+x)}\text{C}_{3-x}$ ($x = 0, 2$) ribbons // J. of Non-Crystalline Solids. 1985. Vol. 69. P. 361–369.

37. Абросимова Г. Е. Эволюция структуры металлических стекол при внешних воздействиях : автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Черноголовка, 2013.

38. Назипов Р. А. Кристаллизация в аморфном сплаве Fe–Cu–Nb–Si–B под действием стационарного и импульсного отжига : автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук / Ин-т физики ФГАОУ ВПО «Казанский (Приволжский) федеральный университет». Казань, 2012.

39. Li X. D., Yuan W. Z., Zhao Z. J., Wang X. Z., Ruan J. Z., Yang X. L. Nanocrystallization processes and reorientation of the magnetic moments of FeCuNbSiB films // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 2004. Vol. 279. P. 429–434.

40. Филиппов Б. Н., Шулика В. В., Потапов А. П., Вильданова Н. Ф. Магнитные свойства и температурная стабильность сплава типа фанмет, легированного молибденом // Журн. техн. физики. 2014. Т. 84, № 3. С. 63–68.

41. Корниенков Б. А., Либман М. А., Эстрин Э. И. О зависимости точки Кюри аморфных сплавов от температуры отжига // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115, вып. 2. С. 132–137
42. Носкова Н. И., Шулика В. В., Потапов А. П., Лаврентьев А. Г. Возможности оптимизации химического состава и структурного состояния магнитомягких аморфно-нанокристаллических сплавов на основе железа с целью улучшения их магнитных параметров // Нанотехника. 2008. № 15. С. 36–40.
43. Клейнерман Н. М., Сериков В. В., Лукишина В. А., Волкова Е. Г., Дмитриева Н. В., Потапов А. П. Наведенная магнитная анизотропия и структура нанокристаллических сплавов Fe–Co–Cu–Nb–Si–B с различным содержанием Co. 2. Структура сплавов с наведенной магнитной анизотропией // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 107, вып. 5. С. 482–489.
44. Носкова Н. И., Шулика В. В., Потапов А. П. Магнитные свойства и микроструктура нанокристаллических магнитомягких сплавов $\text{Fe}_{73.5-x}\text{Co}_x\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ // Физика металлов и металловедение. 2006. Т. 102, вып. 5. С. 539–544.
45. Носкова Н. И., Шулика В. В., Лаврентьев А. Г., Потапов А. П., Корзунин Г. С. Влияние условий нанокристаллизации на структуру и магнитные свойства аморфных сплавов на основе Fe и Co // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 100, вып. 6. С. 34–41.
46. Скулкина Н. А. Распределение намагниченности и магнитные свойства кристаллических, аморфных и нанокристаллических магнитомягких материалов : дис. ... д-ра физ.-мат. наук / Урал. гос. ун-т. Екатеринбург, 2008.
47. Luborsky F, Walter J. Stress relaxation in amorphous alloys // Materials Science and Engineering. 1978. Vol. 35, Nr 2. P. 255–261.
48. Mizoguchi T, Hatta S, Kato H. Effects of annealing and fabrication conditions on the magnetic properties of the magnetic amorphous alloys // IEEE Transactions on Magnetics. 1980. Vol. 16, Nr 5. P. 1147–1149.
49. Hiroshi T. Annealing influence of magnetic permeability of Co–Fe–Mo–Si–B amorphous alloy // Proc. 4 Int. Conf. Rapid Quench. Met. Sendai. 1982. Vol. 2. P. 1051–1054.
50. Egami T, Masumoto T. Designing the composition and heat treatment of magnetic amorphous alloys // Materials Science and Engineering. 1981. Vol. 48, Nr 2. P. 147–165.

51. Greer A. L. Atomic transport and structural relaxation in metallic glasses // J. of Non-Crystalline Solids. 1984. Vol. 61, Nr 2. P. 737–748.

52. Аморфные и нанокристаллические магнитомягкие материалы производства ПАО «Мстатор» // ПАО «Мстатор» : [сайт]. URL: <http://mstator.ru/content/amorfnye-i-nanokristallicheskie-magnitomyagkie-materialy> (дата обращения: 19.03.2019).

53. Maslov V, Nosenko V, Tapanenko L, Brovko A. Nanocrystallization in alloys of Finemet type // Physics of Metals and Metallography. 2001. Vol. 91. P. 47–55.

54. Gavriluk A. A., Semenov A. L., Mokhovikov A. Yu., Morozova N. V. Influence of the temperature on magnetic parameters sensitivity to tensile stresses for amorphous FeCoB ribbons // MISIM. Book of Abstracts. Moscow, 29 June — 3 July 2014. P. 578.

55. Semenov A. L., Gavriluk A. A., Mokhovikov A. Yu., Bukreev D. A., Morozova N. V. Influence of the cryogenic pretreatment on dynamic magnetic properties of amorphous FeCoB ribbons // MISIM. Book of Abstracts. Moscow, 2014. P. 579.

56. Nosenko A., Mika T., Rudenko O., Yarmoshchuk Ye., Nosenko V. Soft magnetic properties of nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{B}_7\text{Si}_{16}\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ alloy after rapid heating under tensile stress // Nanoscale Research Letters. 2015. Nr 10. P. 136.

57. Гиржон В. В., Смоляков А. В., Захаренко Н. И., Бабич Н. Г., Семенов М. П. Влияние импульсных лазерных нагревов на магнитные свойства аморфного сплава 30КСП // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111, вып. 6. С. 587–591.

58. Федорова Н. В., Ильясов Р. С. Динамические магнитоупругие свойства аморфного сплава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_{10}\text{B}_{10}$, подвергнутого кристаллизационному отжигу // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112, вып. 5. С. 491–494.

59. Гойхенберг Ю. Н., Рошчин В. Е., Ильин С. И. Структура и магнитные свойства аморфных сплавов в зависимости от степени кристаллизации // Вестн. ЮУрГУ. 2011. № 14. С. 24–28.

60. Shiiki R., Otomo S., Kudo M. Magnetic properties, aging effects and application potential for magnetic heads of Co–Fe–Si–B amorphous alloys // J. of Applied Physics. 1981. Vol. 52, Nr 3. P. 2483–2485.

61. Ungemach V., Kunz W., Hilzinger R. Influence of the induced anisotropy on the magnetic properties of amorphous $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4(\text{Mo}, \text{Si}, \text{B})_{30}$ alloys // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 1984. Vol. 42. P. 363–365.

62. Yanaia T., Ohya T., Takahashi K., Nakano M., Yoshizawa Y., Fukunaga H. A new fabrication process of Fe-based ribbon with creep-induced anisotropy // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 2005. Vol. 290–291. P. 1502–1506.
63. Herzer G. Anisotropies in soft magnetic nanocrystalline alloys // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 2005. Vol. 294. P. 99–106.
64. Azuma D., Hasegawa R., Saito S., Takahashi M. Effect of residual strain in Fe-based amorphous alloys on field induced magnetic anisotropy and domain structure // J. of Applied Physics. 2013. Vol. 113. P. 17A339–17A343.
65. Flohrer S., Schafer R., Mc Cord J., Roth S., Schultz L., Fiorillo F. Dynamic magnetization process of nanocrystalline ribbon wound cores with transverse field-induced anisotropy // Acta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 4693–4698.
66. Шулика В. В., Потапов А. П., Носкова Н. И. Магнитные свойства, температурно-временная стабильность свойств аморфных и нанокристаллических сплавов на основе железа и кобальта с дестабилизированной доменной структурой // Физика металлов и металловедение. 2007. Т. 104, вып. 3. С. 241–244.
67. Драгошанский Ю. Н., Пудов В. И., Губернаторов В. В. Комплексные термомагнитная и лазерная обработки электротехнических материалов // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111, вып. 5. С. 486–492.
68. Скулкина Н. А., Горланова М. А., Иванов О. А., Попова И. А., Цветкова Л. Е., Степанова Е. А., Смышляев А. С., Маркин П. Е. Влияние лазерной обработки на магнитные свойства аморфного сплава Fe–B–Si–C // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 83, вып. 5. С. 54–63.
69. Драгошанский Ю. Н., Соколов Б. К., Губернаторов В. В. Влияние локальной лазерной обработки на магнитные потери в аморфных электротехнических сплавах // Физика металлов и металловедение. 1993. Т. 75, вып. 1. С. 64.
70. Клейнерман Н. М., Сериков В. В., Лушкина В. А., Потапов А. П., Волкова Е. Г. Наведенная магнитная анизотропия и структура нанокристаллического сплава FeCuNbB // Физика металлов и металловедение. 2004. Т. 98, вып. 4. С. 44–55.
71. Еришов Н. В., Лушкина В. А., Федоров В. И., Дмитриева Н. В., Черненко Ю. П., Потапов А. П. Влияние термомагнитной и термомеханической обработки на магнитные свойства и структуру магнитомягкого нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_6\text{Nb}_3\text{B}_9\text{Cu}_1$ // Физика твердого тела. 2013. Т. 55, № 3. С. 460–470.

72. Дмитриева Н. В., Лукишина В. А., Носкова Н. И., Потапов А. П. Магнитная анизотропия, наведенная отжигом под нагрузкой, ее термическая стабильность и структура сплава $\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.72}\text{Si}_{0.15}\text{B}_{0.8}$ // Физика металлов и металловедение. 2007. Т. 104, вып. 1. С. 56–62.

73. Дмитриева Н. В., Лукишина В. А., Волкова Е. Г., Потапов А. П., Гавико В. С., Филиппов Б. Н. Нанокристаллические магнитомягкие сплавы на основе Fe и Co, модифицированные добавками Hf, Mo и Zr: магнитные свойства, их термическая стабильность и структура. Сплавы $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{0.86}\text{Hf}_{0.04}\text{B}_{0.06}\text{Cu}_1$ и $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{0.88}\text{Hf}_{0.02}\text{B}_{0.04}\text{Cu}_1$ // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114, вып. 2. С. 144–152.

74. Дмитриева Н. В., Лукишина В. А., Волкова Е. Г., Потапов А. П., Филиппов Б. Н. Нанокристаллические магнитомягкие сплавы на основе Fe и Co, модифицированные добавками Hf, Mo и Zr: магнитные свойства, их термическая стабильность и структура // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114, вып. 2. С. 153–164.

75. Ершов Н. В., Дмитриева Н. В., Черненко Ю. П., Лукишина В. А., Федоров В. И., Потапов А. П. Релаксация состояния с наведенной поперечной магнитной анизотропией в магнитомягком нанокристаллическом сплаве $\text{Fe}_{0.735}\text{Si}_{0.135}\text{Nb}_{0.3}\text{B}_9\text{Cu}_1$ // Физика твердого тела. 2012. Т. 54, № 9. С. 1705–1713.

76. Ершов Н. В., Черненко Ю. П., Федоров В. И., Лукишина В. А., Потапов А. П. Влияние отжига под действием растягивающей нагрузки на структуру нанокристаллов в файнмете // Физика твердого тела. 2014. Т. 56, № 11. С. 2146–2155.

77. Дмитриева Н. В., Лукишина В. А., Волкова Е. Г., Шишкин Д. А., Потапов А. П., Филиппов Б. Н. Магнитные свойства, термическая стабильность и структура магнитомягкого сплава $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{0.88}\text{Hf}_2\text{W}_2\text{Mo}_2\text{Zr}_1\text{B}_4\text{Cu}_1$, прошедшего высокотемпературную нанокристаллизацию // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116, вып. 3. С. 260–269.

78. Дмитриева Н. В., Лукишина В. А., Волкова Е. Г., Потапов А. П., Филиппов Б. Н., Шишкин Д. А. Магнитные свойства, термическая стабильность и структура нанокристаллического магнитомягкого сплава $(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{0.88}\text{Hf}_2\text{W}_2\text{Mo}_2\text{Zr}_1\text{B}_4\text{Cu}_1$ с наведенной магнитной анизотропией // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115, вып. 4. С. 350–358.

79. Дмитриева Н. В., Лукишина В. А., Волкова Е. Г., Клейнерман Н. М., Сериков В. В., Потапов А. П. Наведенная магнитная анизотропия и структура нанокристаллических сплавов Fe–Co–Cu–Nb–Si–B с различным содержа-

нием Co. I. Магнитная анизотропия, наведенная отжигом под нагрузкой, и ее термическая стабильность // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 107, вып. 4. С. 376–382.

80. Kraus L., Záveta K., Heczko O., Duhaj P., Vlasák G., Schneider J. Magnetic anisotropy in as-quenched and stress-annealed amorphous and nanocrystalline $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloys // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 1992. Vol. 112. P. 275–277.

81. Herzer G. Creep induced magnetic anisotropy in nanocrystalline Fe–Cu–Nb–Si–B alloys // IEEE Transactions on Magnetism. 1994. Vol. 30. P. 4800–4802.

82. Hofmann B., Kronmüller H. Creep induced magnetic anisotropy in nanocrystalline $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ // Nanostructured Materials. 1995. Nr 6. P. 961–964.

83. Herzer G., Budinsky V., Polak C. Magnetic properties of nanocrystalline FeCuNbSiB with huge creep induced anisotropy // J. of Physics: Conference Series. 2011. P. 266.

84. Степанова Е. А. Магнитные свойства и состояние поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов : дис. ... канд. физ.-мат. наук / Урал. гос. ун-т, Екатеринбург, 2004. 160 с.

85. Черемской П. Г., Муровцев Л. Г., Лубяный Л. З., Лукашенко Л. И. Объемные неоднородности, скачки Баркгаузена и доменная структура аморфного сплава Fe–B–Si–C // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 68, вып. 1. С. 81–88.

86. Livingston J. D., Morris W. G. Magnetic domains in amorphous metal ribbons. // J. of Applied Physics. 1985. Vol. 57, Nr 1. P. 3555–3559.

87. Kohmoto O., Uchida N. Magnetic domain structure of rapidly quenched Fe–Cu–Nb–Si–B alloys observed by Lorentz microscopy // Materials Transactions. 1990. Vol. 31, Nr 9. P. 820–823.

88. Дорофеева Е. А., Прокошин А. Ф. О формировании магнитной анизотропии и доменной структуры в аморфных металлических сплавах // Физика металлов и металловедение. 1982. Т. 54, вып. 5. С. 946–952.

89. Gorlanova M. A., Skulkina N. A., Shirokova E. A. Influence of laser treatment on magnetic properties and their time stability in amorphous Fe–B–Si–C alloys // Soft Magnetic Materials Conference. Book of Abstracts, Cracow, 12–14 September 1995. Cracow, 1995. P. 116.

90. Skulkina N. A., Ivanov O. A., Stepanova E. A., Pavlova I. O. Interaction of ribbon surface of rapid quenched alloys with vapor upon thermal treatment // EASTMAG-2010. Books of Abstracts. Ekaterinburg, 2010. P. 206.

91. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А., Павлова И. О. Химически активная среда и частотная зависимость магнитных потерь аморфных магнитомягких сплавов на основе железа // Магнитные материалы. Новые технологии : тез. докл. V Байкал. междунар. конф. VICMM-2012. Иркутск, 2012. С. 67–68.

92. Скулкина Н. А., Горланова М. А., Широкова Е. А., Иванов О. А., Ханжина Т. А. Влияние электроизоляционных покрытий на магнитные свойства и удельные магнитные потери аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ // Изв. ВУЗов «Черная металлургия». 1993. № 1. С. 58–62.

93. Скулкина Н. А., Степанова Е. А., Иванов О. А., Ханжина Т. А., Назарова Л. А. Влияние химически активной среды на магнитные свойства быстрозакаленных сплавов на основе железа. 2. Морфология электроизоляционных покрытий и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 91, вып. 2. С. 26–32.

94. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Талипов А. Г., Щекотурова И. С. Физические причины влияния термической обработки на магнитные свойства аморфных сплавов на основе железа // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 99, вып. 3. С. 34–40.

95. Skulkina N. A., Ivanov O. A., Stepanova E. A., Pavlova I. O. Magnetic properties of rapidly quenched ribbons of soft magnetic iron-based alloys after annealing on air and in vacuum // MISM. Book of Abstracts. Moscow. 2014. P. 583.

96. Skulkina N. A., Ivanov O. A., Stepanova E. A., Pavlova I. O. Magnetic properties of rapidly quenched ribbons of soft magnetic iron-based alloys after annealing in air and in vacuum // Solid State Phenomena. 2015. Vol. 233–234. P. 255–258.

97. Скулкина Н. А., Горланова М. А., Иванов О. А., Катаев В. А. Аномалия магнитных потерь аморфного сплава Fe–B–Si–C // Физика металлов и металловедение. 1991. № 8. С. 132–139.

98. Жуков А. П. Магнитные свойства микропроводов с аморфной, нанокристаллической и гранулярной структурой : автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук / МГУ. М., 2010.

99. Gonzalez J., Kulakowski K., Aragonese P., Blanco J. M., Irurieta E. Stress dependence of bistability in a zero-magnetostrictive amorphous wire // J. of Materials Science. 1995. Vol. 30. P. 5173.

100. Zhukov A., Garcia-Beneytez J. M., Vázquez M., Hernandez J. M., Zhang X. X., Tejada J. Critical behavior of magnetic bistability in amorphous ferromagnetic materials // Proceedings of IV International Workshop. Santiago de Compostela, Spain, 1997. P. 149–153.

101. Ipatov M., Zhukova V., Zvezdin A. K., Zhukov A. Mechanisms of the ultrafast magnetization switching in bistable amorphous microwires // J. of Applied Physics. 2009. Vol. 106. P. 103902.

102. Дунаев Ф. Н. Влияние магнитной текстуры на процессы намагничивания и перемагничивания многоосных ферромагнетиков // Физика металлов и металловедение. 1971. Т. 32, № 5. С. 961–965.

103. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Мазеева А. К., Кузнецов П. А., Степанова Е. А., Блинова О. В., Михалицына Е. А. Процессы намагничивания в лентах аморфных магнитомягких сплавов // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119, вып. 2. С. 137–143.

104. Иванов О. А., Скулкина Н. А., Широкова Е. А. Влияние напряжений на распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов // Структурно-морфологические основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий : тез. докл. III межгосударств. семинара. Обнинск, 14–16 июня 1995 г. Обнинск, 1995. С. 118–119.

105. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А. Оценочный расчет распределения намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов // Изв. Академии наук. Сер. физическая. 2001. Т. 65, № 10. С. 1483–1486.

106. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Широкова Е. А., Катаев В. А., Иванова Е. В., Цепелев В. С., Скворцов К. А. Влияние поверхностной кристаллизации и термовременной обработки расплава перед аморфизацией на магнитные свойства аморфных магнитомягких сплавов // Структурная наследственность в процессах сверхбыстрой закалки расплавов : тез. докл. Рос. семинара. Ижевск, 26–28 сентября 1995 г. Ижевск, 1995. С. 8–10.

107. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А., Павлова И. О. Влияние электролитического оксидирования и наводороживания на распределение намагниченности и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111, вып. 5. С. 480–485.

108. Wei G., Cantor B. The oxidation behavior of amorphous and crystalline $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ // *Acta Metallurgica*. 1988. Vol. 36. P. 2293–2305.

109. Silveyra J. M., Illeková E. Effects of air annealing on Fe–Si–B–M–Cu (M = Nb, Mo) alloys // *J. of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 610. P. 180–183.

110. Bulavin L. A., Karbivskyy V., Artemyuk V., Karbivska L. Relaxation and vitrification processes of disordered iron based systems // *Springer Proceedings in Physics*. Kyiv, 2018. Vol. 197. P. 331–372.

111. Кекало И. Б., Самарин Б. А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. М. : Металлургия, 1989.

112. Vasić M., Minić D. M., Blagojević V. A., Minić D. M. Mechanism and kinetics of crystallization of amorphous $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ alloy // *Thermochimica Acta*. 2013. Vol. 572. P. 45–50.

113. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Минина О. А. Взаимодействие с паром поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115, вып. 6. С. 483–490.

114. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А., Шикалова К. А., Кузнецов П. А., Мазеева А. К. Взаимодействие с паром поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта // *Магнитные материалы. Новые технологии : тез. докл. VI Байкал. междунар. конф. (BICMM-2014)*. Иркутск, 19–23 августа 2014 г. Иркутск, 2014. С. 82–83.

115. Flanders P. J., Liebermann H. H., Graham C. D. Jr. Changes in Curie temperature, physical dimensions, and magnetic anisotropy during annealing of amorphous magnetic alloys // *IEEE Transactions on Magnetics*. 1977. Vol. 13, Nr 5. P. 1541–1543.

116. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Минина О. А. Длительность изотермической выдержки во время термообработки на воздухе и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа // *Физика металлов и металловедение*. 2011. Т. 112, вып. 6. С. 613–619.

117. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Минина О. А. Влияние параметров термообработки на магнитные свойства и распределение намагниченности в лентах аморфных магнитомягких сплавов на основе железа // *Физика металлов и металловедение*. 2013. Т. 114, вып. 5. С. 411–418.

118. Павлова И. О., Иванов О. А., Скулкина Н. А., Минина О. А. Термическая обработка и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов // Физические свойства металлов и сплавов : тез. докл. V Рос. науч.-техн. конф. Екатеринбург, 2009. С. 14.

119. Pavlova I. O., Minina O. A., Skulkina N. A., Ivanov O. A. The thermal treatment and magnetic properties of amorphous Fe-based alloys // Функциональные материалы : тез. докл. 5 междунар. конф. ICFM, Крым, Украина, 5–10 октября 2009. Крым, 2009. С. 28.

120. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Могильников С. В. Влияние различных технологических воздействий на магнитные свойства и распределение намагниченности лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа // Физические свойства металлов и сплавов : тез. докл. IV Рос. науч.-техн. конф. Екатеринбург, 2007. С. 44–45.

121. Skulkina N. A., Ivanov O. A., Denisov N. D., Chekis V. I. Cooling rate upon in air heat treatment and magnetic properties of amorphous soft magnetic alloys // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 2019. Vol. 470. P. 156–158.

122. Кекало И. Б., Могильников П. С. Влияние изгибных напряжений на высокочастотные магнитные свойства и временную их стабильность в аморфном сплаве на основе кобальта с очень низкой магнитострикцией // Журн. техн. физики. 2015. Т. 85, № 12. С. 80–87.

123. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А., Шубина Л. Н., Кузнецов П. А., Мазеева А. К. Механизмы формирования магнитных свойств аморфного магнитомягкого сплава на основе кобальта в результате термообработки на воздухе // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116, вып. 12. С. 1242–1249.

124. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А., Блинова О. В., Кузнецов П. А., Мазеева А. К. Влияние термообработки на воздухе и химически активной среды на магнитные свойства аморфных магнитомягких сплавов на основе кобальта // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117, вып. 10. С. 1015–1022.

125. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Мазеева А. К., Кузнецов П. А., Степанова Е. А., Блинова О. В., Михалицына Е. А., Денисов Н. Д., Чекис В. И. Влияние полимерного покрытия и прессующего давления на магнитные свойства аморфных сплавов на основе кобальта // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118, вып. 12. С. 1248–1256.

126. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Мазеева А. К., Кузнецов П. А., Че-
кис В. И., Денисов Н. Д. Условия формирования полимерного покрытия
и магнитные свойства аморфных сплавов на основе кобальта // Физика
металлов и металловедение. 2018. Т. 119, вып. 12. С. 1216–1223.

127. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Минина О. А. Взаи-
модействие поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов с паром
на разных стадиях термической обработки // Физика металлов и металло-
ведение. 2015. Т. 116, вып. 10. С. 1031–1039.

128. Степанова Е. А., Скулкина Н. А., Иванов О. А., Скрыбина Н. Е.,
Цикарева О. В. Влияние водорода и кислорода на распределение намаг-
ниченности и магнитные свойства аморфных и нанокристаллических
сплавов // Тез. докл. IX Междунар. семинара ДСМСМС-2002. Екатеринбург,
2002. С. 193.

129. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Степанова Е. А., Шепелева С. Л. Вли-
яние воды на магнитные свойства аморфного магнитомягкого сплава Fe–
Ni–Si–B // Магнитные материалы. Новые технологии : тез. докл. III Байкал.
междунар. конф. Иркутск, 2008. С. 52–53.

130. Зубов В. Е., Кудакоев А. Д., Левишин Н. Л. Поверхностная перпендику-
лярная магнитная анизотропия в аморфном ферромагнетике, индуцируе-
мая процессами адсорбции-десорбции молекул воды // Новое в магнетизме
и магнитных материалах : сб. тр. XXI Междунар. конф. М., 2009. С. 32–34.

131. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О. Взаимодействие с во-
дой лент аморфных магнитомягких сплавов на основе железа и их магнит-
ные свойства // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112, вып. 5.
С. 483–490.

132. Скрыбина Н. Е., Спивак Л. В., Пименова Н. В. Диффузия и эва-
куация водорода из аморфных сплавов на основе железа // Аморфные
прецизионные сплавы: технология — свойства — применение : тез. докл.
7-й Всерос. конф. с междунар. участием. М., 2000. С. 136.

133. Иванов О. А., Скулкина Н. А., Степанова Е. А., Павлова И. О. Вари-
ация эффективности воздействия воды на магнитные свойства аморфных
магнитомягких сплавов при помощи ультразвука и температуры. // Новое
в магнетизме и магнитных материалах : сб. тр. XXI Междунар. конф. Мо-
сква, 2009. С. 669–671.

134. Скулкина Н. А., Степанова Е. А., Иванов О. А., Назарова Л. А. Влия-
ние химически активной среды на магнитные свойства быстрозакаленных

сплавов на основе железа. I. Среда отжига и магнитные свойства лент аморфных магнитомягких сплавов // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 91, вып. 1. С. 17–23.

135. Кантор Б., Кан Р. В. Диффузия атомов в аморфных сплавах // Аморфные металлические сплавы / под ред. Ф. Е. Люборского. М. : Металлургия, 1987. С. 489–512.

136. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. М. : Металлургия, 1985.

137. Скулкина Н. А., Иванов О. А., Павлова И. О., Минина О. А. Взаимодействие поверхности лент аморфных магнитомягких сплавов с паром во время изотермической выдержки при термообработке // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116, вып. 11. С. 1143.

138. «Российская электроника» : [официальный сайт компании]. URL: <http://catalogue.roselgroup.ru/> (дата обращения: 25.12.2018).

Учебное издание

Скулкина Надежда Александровна
Степанова Елена Александровна

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ
МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Учебное пособие

Заведующий редакцией *М. А. Овечкина*
Редактор *В. И. Попова*
Корректор *В. И. Попова*
Компьютерная верстка *В. К. Матвеев*

Подписано в печать 03.12.2020 г. Формат 60 × 84 1/16.
Бумага офсетная. Цифровая печать. Усл. печ. л. 13,25.
Уч.-изд. л. 11,25. Тираж 100 экз. Заказ 138

Издательство Уральского университета
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ
620083, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4
Тел.: +7 (343) 389-94-79, 350-43-28
E-mail: rio.marina.ovechkina@mail.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ
620083, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4
Тел.: +7 (343) 358-93-06, 350-58-20, 350-90-13
Факс: +7 (343) 358-93-06
<http://print.urfu.ru>

Для заметок

